

**JULIANE RIBEIRO DA CRUZ**

**INFLUÊNCIA DO BORO NA RESISTÊNCIA À CAVITAÇÃO DE REVESTIMENTOS  
PROCESSADOS COM PÓS ATOMIZADOS E COM MISTURAS MECÂNICAS DE PÓS  
ELEMENTARES DE Fe-Cr-Mn-Si-B**

**Curitiba  
2014**

**JULIANE RIBEIRO DA CRUZ**

**INFLUÊNCIA DO BORO NA RESISTÊNCIA À CAVITAÇÃO DE REVESTIMENTOS  
PROCESSADOS COM PÓS ATOMIZADOS E COM MISTURAS MECÂNICAS DE PÓS  
ELEMENTARES DE Fe-Cr-Mn-Si-B**

**Dissertação apresentada como requisito parcial à obtenção  
de grau de Mestre. Área de concentração: Engenharia e  
Ciência dos Materiais, Programa de Pós-Graduação em  
Engenharia e Ciência dos Materiais - PIPE. Setor de  
Tecnologia, Universidade Federal do Paraná.**

**Orientador: Prof. Dra. Ana Sofia Clímaco Monteiro  
d'Oliveira.**

**Co-orientador: Prof. Dr. Sérgio Luiz Henke**

**Curitiba  
2014**

Cruz, Juliane Ribeiro da

Influência do boro na resistência à cavitação de revestimentos processados com pós atomizados e com misturas mecânicas de pós elementares de Fe-Cr-Mn-Si-B / Juliane Ribeiro da Cruz. - Curitiba, 2014.

118 f.: il., grafs., tabs.

Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal do Paraná, Setor de Tecnologia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência dos Materiais - PIPE.

Orientadora: Ana Sofia Clímaco Monteiro d'Oliveira

Coorientador: Sérgio Luiz Henke

1. Turbinas hidráulicas. 2. Cavitação. 3. Resistência de materiais. I. Oliveira, Ana Sofia Clímaco Monteiro d. II. Henke, Sérgio Luiz. III. Título.

CDD 620.1064




UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ  
Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência dos Materiais- PIPE  
Setor de Tecnologia


### RELATÓRIO DE DEFESA DE DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

Aos vinte e quatro dias do mês de outubro de 2014, Sala de Aula do PG-MEC 01- no Centro Politécnico - UFPR, foi instalada pela Prof.<sup>a</sup> Dr.<sup>a</sup> Ana Sofia C. M. de Oliveira, coordenadora do PIPE – Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência dos Materiais, a Banca Examinadora para a ducentésima octogésima quarta defesa de dissertação de mestrado na área de concentração: Engenharia e Ciência dos Materiais. Estiveram presentes no ato, além do coordenador do Curso de Pós-Graduação, professores, alunos e visitantes. A Banca Examinadora, atendendo a determinação do colegiado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciências dos Materiais, foi constituída pelos professores doutores: Prof.<sup>a</sup> Dr.<sup>a</sup> Ana Sofia C. M. d'Oliveira (UFPR), Ney Pereira Mattoso Filho (UFPR), Claudemiro Bolfarini (UFSCar). Às 13:30 horas, a banca iniciou os trabalhos, convidando o candidato **JULIANE RIBEIRO DA CRUZ** a fazer a apresentação da dissertação de mestrado intitulada **“INFLUÊNCIA DO BORO NA RESISTÊNCIA À CAVITAÇÃO DE REVESTIMENTOS PROCESSADOS COM PÓS ATOMIZADOS E COM MISTURAS MECÂNICAS DE PÓS ELEMENTARES DE Fe-Cr-Mn-Si-B”**. O referido trabalho teve a co-orientação do Prof. Dr. Sérgio Luiz Henke. Encerrada a apresentação, iniciou-se a fase de arguição pelos membros participantes. Tendo em vista a dissertação e a arguição, a banca decidiu pela APROVAÇÃO do candidato, (de acordo com a determinação dos artigos 68 e 69 da resolução 65/09 de 09.11.2009).

Curitiba, 24 de outubro de 2014.

  
Prof.<sup>a</sup> Dr.<sup>a</sup> Ana Sofia C. M. d'Oliveira  
Orientador

  
Prof. Dr. Ney Pereira Mattoso Filho  
Examinador

  
Prof. Dr. Claudemiro Bolfarini  
Examinador

  
Prof. Dr. César Augusto Dartora  
Vice-Coordenador do PIPE



## AGRADECIMENTOS

À Deus por toda a inspiração na realização desse trabalho.

À minha orientadora, Prof<sup>a</sup> Ana Sofia C. M. D'Oliveira pela orientação, conhecimentos compartilhados e oportunidades de produção científica.

Ao meu co-orientador, Prof. Sérgio Luiz Henke, por todo conhecimento, encorajamento e ânimo transmitidos.

Ao Prof. Américo Scotti pela estima, conhecimentos compartilhados e encorajamento durante esse período.

Ao Prof. Anderson Pukasiewicz e a engenheira Karen Juliana Vanat pelo apoio nos ensaios experimentais.

Aos meus pais e irmão pelo apoio e incentivo ao meu aperfeiçoamento acadêmico em todos os momentos da minha vida.

Ao meu noivo, Gilmar José Alves, por todo o carinho e incentivo desprendido durante a realização desse trabalho.

À amiga Irene Bida de Araújo pelo apoio na realização de ensaios experimentais e pela amizade demonstrada.

Ao amigo de pós-graduação Leandro João da Silva pelas discussões e contribuições técnicas nesse trabalho.

À CAPES pela bolsa de estudo.

Ao LACTEC pela disponibilização de infra-estrutura, consumíveis e pela oportunidade da realização dessa pesquisa.

À COPEL GERAÇÃO S/A pelo financiamento da pesquisa.

Ao LORXI e CME da Universidade Federal do Paraná pela infra-estrutura para realização dos ensaios de difração de raios-X e análises microestruturais.

Ao Programa Interdisciplinar de Pós-graduação em Engenharia, PIPE, pela oportunidade.

## SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	VI
LISTA DE TABELA	XIII
RESUMO	XV
ABSTRACT	XVI
<b>1. INTRODUÇÃO</b>	<b>1</b>
<b>2. OBJETIVOS</b>	<b>3</b>
2.1. OBJETIVOS GERAIS	3
2.2. OBJETIVOS ESPECÍFICOS	3
<b>3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b>	<b>4</b>
3.1. CAVITAÇÃO	4
3.2. ENSAIO DE CAVITAÇÃO ACELERADA	6
3.3. FATORES QUE AFETAM A RESISTÊNCIA A CAVITAÇÃO	8
3.4. FALHA DE EMPILHAMENTO E A TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA	10
3.5. COMPOSIÇÃO QUÍMICA DE AÇOS INOXIDÁVEIS RESISTENTES À CAVITAÇÃO	13
<b>4. MATERIAIS E MÉTODOS</b>	<b>15</b>
4.1. IDENTIFICAÇÃO DAS AMOSTRAS E CORPOS DE PROVA	16
4.2. PREPARAÇÃO DOS PÓS ATOMIZADOS E DAS MISTURAS MECÂNICAS	16
4.3. ANÁLISE TERMOGRAVIMÉTRICA	16
4.4. PROCEDIMENTOS DE DEPOSIÇÃO	17
4.5. PREPARAÇÃO METALOGRAFICA	20
4.6. AMOSTRAGEM DOS CORPOS DE PROVA PARA CAVITAÇÃO	20
4.7. COMPOSIÇÃO QUÍMICA	21
4.8. MICRODUREZA VICKERS	22
4.9. CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL	22
4.10. DIFRAÇÃO DE RAIOS-X	22
4.11. ENSAIO DE EROÇÃO POR CAVITAÇÃO	23
4.12. MECANISMO DE EROÇÃO	25
<b>5. RESULTADOS E DISCUSSÕES</b>	<b>26</b>
5.1. ESTUDO DOS REVESTIMENTOS PROCESSADOS COM MISTURAS MECÂNICAS	26
5.1.1. EFEITO DO BORO NA MICROESTRUTURA	26
5.1.2. EFEITO DO BORO NA RESISTÊNCIA À CAVITAÇÃO DOS REVESTIMENTOS PROCESSADOS COM MISTURAS MECÂNICAS	36

5.1.2.1.	PERÍODO DE INCUBAÇÃO	36
5.1.2.2.	MECANISMO DE EROÇÃO E A TAXA DE EROÇÃO MÁXIMA	41
5.1.3.	VIABILIDADE DAS LIGAS PROPOSTAS	48
<b>5.2.</b>	<b>ESTUDO COMPARATIVO ENTRE OS REVESTIMENTOS PROCESSADOS COM LIGAS ATOMIZADAS E COM MISTURAS MECÂNICAS</b>	<b>49</b>
5.2.1.	EFEITO DO PROCESSAMENTO E DA CONDIÇÃO INICIAL DOS PÓS	49
5.2.2.	EFEITO DO BORO NA MICROESTRUTURA DOS REVESTIMENTOS PROCESSADOS COM PÓS ATOMIZADOS	53
5.2.3.	EFEITO DO BORO RESISTÊNCIA À CAVITAÇÃO DOS REVESTIMENTOS PROCESSADOS COM PÓS ATOMIZADOS	58
5.2.3.1.	PERÍODO DE INCUBAÇÃO	58
5.2.3.2.	MECANISMO DE EROÇÃO E A TAXA DE EROÇÃO MÁXIMA	64
<b>5.3.</b>	<b>CONSIDERAÇÕES SOBRE A INFLUÊNCIA DO ENCRUAMENTO NO PERÍODO DE INCUBAÇÃO</b>	<b>71</b>
5.3.1.	RELAÇÃO ENTRE O PERÍODO DE INCUBAÇÃO E O PERÍODO DE ACELERAÇÃO	71
5.3.2.	CARACTERIZAÇÃO DO ENCRUAMENTO NA SUPERFÍCIE DOS REVESTIMENTOS	73
5.3.3.	INFLUÊNCIA DO ENCRUAMENTO NA RESISTÊNCIA À CAVITAÇÃO	76
<b>6.</b>	<b>CONSIDERAÇÕES FINAIS</b>	<b>80</b>
<b>7.</b>	<b>SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS</b>	<b>81</b>
<b>8.</b>	<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS</b>	<b>82</b>
<b>9.</b>	<b>APÊNDICES</b>	<b>87</b>
9.1.	APÊNDICE A – DESEMPENHO DOS REVESTIMENTOS COM UMA E DUAS CAMADAS	87
9.2.	APÊNDICE B – MICROSCOPIA QUANTITATIVA DOS REVESTIMENTOS	93
9.3.	APÊNDICE C - MICRODUREZA NA SEÇÃO TRANSVERSAL	106
9.4.	APÊNDICE D – CORPOS DE PROVA SUBMETIDOS AO ENSAIO DE CAVITAÇÃO ACELERADA	111
9.5.	APÊNDICE E – ENCRUAMENTO NA SUPERFÍCIE	115
9.6.	APÊNDICE F – ESPESSURA DE ENCRUAMENTO	117

## LISTA DE FIGURAS

<i>Figura 3.1 - Erosão por cavitação nas pás de uma turbina Francis</i> ( <a href="http://authors.library.caltech.edu/25019/1/chap6.htm">http://authors.library.caltech.edu/25019/1/chap6.htm</a> ) .....	4
<i>Figura 3.2 - Implosão de bolhas próximas a uma superfície sólida (Fonte: <a href="http://eswt.net/wp-content/uploads/2011/10/cavitation.gif">http://eswt.net/wp-content/uploads/2011/10/cavitation.gif</a>) .....</i>	5
<i>Figura 3.3 – Configuração do ensaio de cavitação acelerada pelo método vibratório indireto (adaptado de ALLENSTEIN, 2007). .....</i>	6
<i>Figura 3.4 – Curva característica de perda de massa acumulada em função do tempo de ensaio de cavitação.....</i>	7
<i>Figura 3.5: Discordância total em uma estrutura CFC (CAMPBELL, 2008). .....</i>	11
<i>Figura 3.6: Discordâncias parciais em uma estrutura CFC (CAMPBELL, 2008). .....</i>	11
<i>Figura 3.7: Falha de empilhamento e discordância estendida (CAMPBELL, 2008). .....</i>	12
<i>Figura 3.8: Formação de uma falha de empilhamento em uma estrutura CFC. (a) e (c) mostram o empilhamento normal na estrutura CFC (ABCABC) e (b) mostra a estrutura com falha de empilhamento, durante a movimentação da discordância (LEE et al., 2001) .....</i>	12
<i>Figura 4.1 – Fluxograma dos materiais e métodos utilizados .....</i>	15
<i>Figura 4.2 - Bancada de soldagem por PTA do laboratório REV SOLDA .....</i>	19
<i>Figura 4.3 - Bancada de soldagem por PTA do laboratório Engenharia de Superfícies .....</i>	19
<i>Figura 4.4 - Amostragem dos corpos de prova para cavitação dos revestimento processados com misturas mecânicas com 0% B duas camadas (à direita) .....</i>	20
<i>Figura 4.5 - Amostragem dos corpos de prova para cavitação dos revestimento processados com misturas mecânicas com x% B com uma (à direita) e duas camadas (à esquerda) .....</i>	20
<i>Figura 4.6 - Amostragem dos corpos de prova para cavitação dos revestimento processados com misturas mecânicas com 2,5x% B com uma (à direita) e duas camadas (à esquerda) .....</i>	21
<i>Figura 4.7 - Amostragem dos corpos de prova para cavitação dos revestimento processados com pós atomizados com x% B uma camada (à direita) e com 2,5x% B uma camada (à esquerda) .....</i>	21
<i>Figura 4.8 - Formato e dimensões da ponteira de sacrifício .....</i>	24
<i>Figura 4.9 - Bancada de ensaio de cavitação do laboratório REV SOLDA e equipamento de cavitação do LABATS da Universidade Federal do Paraná.....</i>	24
<i>Figura 4.10 - Bancada de ensaio de cavitação da Universidade Tecnológica Federal do Paraná, campus Ponta Grossa .....</i>	25
<i>Figura 5.1 – Esquema de apresentação dos resultados do estudo dos revestimentos processados com misturas mecânicas .....</i>	26

<i>Figura 5.2 – Microestrutura na superfície dos revestimentos com 0% e x% B (duas camadas) mostrando a influência do boro no crescimento de braços dendríticos secundários e no aumento da quantidade de eutético (reagente Vilella).....</i>	<i>27</i>
<i>Figura 5.3 – Microestrutura na superfície dos revestimentos com 2,5x% e 5x% B (duas camadas) mostrando a influência do boro no refino dendríticos e no aumento da quantidade de eutético (reagente Vilella) .....</i>	<i>28</i>
<i>Figura 5.4 – Diagrama Fe-B mostrando que a adição progressiva de baixos teores de boro deslocam o sistema para composições mais próximas do ponto eutético (Adaptado de OKAMOTO, 2004).....</i>	<i>28</i>
<i>Figura 5.5 – Mapa de composição química dos revestimentos de duas camadas com 5x%, 2,5x% e x% B indicando segregação do cromo para o eutético. Ampliação de 2500X em MEV convencional.....</i>	<i>31</i>
<i>Figura 5.6 – Mapa de composição química dos revestimentos de uma camada com 2,5x% e x% B indicando segregação do cromo para o eutético. Ampliação de 2500X em MEV convencional.....</i>	<i>32</i>
<i>Figura 5.7 – Mapa de composição química do revestimento de duas camadas com 0% B indicando ausência de segregação do elementos para o contorno de grão. Ampliação de 2500X em MEV convencional.....</i>	<i>32</i>
<i>Figura 5.8 – Mapa de composição química do revestimento de duas camadas com 5x% B indicando presença de fase rica em cromo e boro. Ampliação de 20.000X em MEV de alta resolução .....</i>	<i>33</i>
<i>Figura 5.9 – Mapa de composição química do revestimento de duas camadas com 2,5x% B indicando presença de fase rica em cromo e boro. Ampliação de 20.000X em MEV de alta resolução .....</i>	<i>33</i>
<i>Figura 5.10 – Mapa de composição química do revestimento de duas camadas com 0% B sem evidências de segregação do cromo para os contornos de grão. Ampliação de 20.000X em MEV de alta resolução.....</i>	<i>34</i>
<i>Figura 5.11 – Difratograma dos revestimentos com 5x% e 2,5x% B (duas camadas) indicando presença das fases austenita e <math>Fe_{1.1}Cr_{0.9}B_{0.9}</math>.....</i>	<i>35</i>
<i>Figura 5.12 – Difratograma dos revestimentos com x% e 0% B (duas camadas) indicando presença de austenita ...</i>	<i>35</i>
<i>Figura 5.13 – Percentual da fase <math>Fe_{1.1}Cr_{0.9}B_{0.9}</math> em função da quantidade de boro dos revestimentos.....</i>	<i>36</i>
<i>Figura 5.14 – Aumento da microdureza média da seção transversal dos revestimentos com o aumento do teor de B .....</i>	<i>36</i>
<i>Figura 5.15 - Curvas características de perda de massa acumulada em função do tempo de cavitação. Redução da perda de massa acumulada com o aumento do teor de boro no revestimento.....</i>	<i>39</i>
<i>Figura 5.16 – Difratogramas dos revestimentos em diferentes intervalos de cavitação acusando apenas as fases austenita e <math>Fe_{1.1}Cr_{0.9}B_{0.9}</math>.....</i>	<i>40</i>
<i>Figura 5.17 – Início da erosão nas linhas de deslizamento no revestimento com <b>0% B</b>. Imagem formada por elétrons secundários à esquerda e por elétrons retro espalhados à direita (500 X).....</i>	<i>42</i>
<i>Figura 5.18 – Erosão nas linhas de deslizamento no revestimento com <b>0% B</b>. Imagem formada por elétrons secundários à esquerda e por elétrons retro espalhados à direita (2500 X) .....</i>	<i>42</i>
<i>Figura 5.19 – Início da erosão nas linhas de deslizamento nos revestimentos com <b>x% B</b>. Imagem formada por elétrons secundários à esquerda e por elétrons retroespalhados à direita (1000 X) .....</i>	<i>43</i>

<i>Figura 5.20 – Início da erosão no eutético nos revestimentos com x% B. Imagem formada por elétrons secundários à esquerda e por elétrons retro espalhados à direita (1000 X).....</i>	<i>43</i>
<i>Figura 5.21 – Início da erosão no eutético nos revestimentos com 2,5x% B. Imagem formada por elétrons secundários à esquerda e por elétrons retro espalhados à direita (1000 X) .....</i>	<i>44</i>
<i>Figura 5.22 – Início da erosão no eutético nos revestimentos com 2,5x% B. Imagem formada por elétrons secundários à esquerda e por elétrons retro espalhados à direita (2000 X) .....</i>	<i>44</i>
<i>Figura 5.23 – Início da erosão no eutético no revestimento com 5x% B. Imagem formada por elétrons secundários à esquerda e por elétrons retro espalhados à direita (1000 X) .....</i>	<i>45</i>
<i>Figura 5.24 – Detalhes da erosão na interface entre um braço dendrítico e o eutético no revestimento com 5x% B. Imagem formada por elétrons secundários (20 000X) .....</i>	<i>46</i>
<i>Figura 5.25 – Interface da Figura 5.24 com maior ampliação. Destaque para o contraste entre a composição química das agulhas <math>Fe_{1.1}Cr_{0.9}B_{0.9}</math> e a austenita .....</i>	<i>46</i>
<i>Figura 5.26 – Detalhes da erosão no eutético no revestimento com 5x% B. Imagem formada por elétrons secundários (acima) e por elétrons retro espalhados com ampliação de 20 000 X (abaixo).....</i>	<i>47</i>
<i>Figura 5.27 - Curvas de análise termogravimétrica das ligas atomizadas e das misturas mecânicas com x% e 2,5x% de boro (taxa de aquecimento e resfriamento de 10°C/min e em atmosfera de argônio sintético) .....</i>	<i>51</i>
<i>Figura 5.28 - Aparência dos revestimentos processados com misturas mecânicas e com pós atomizados (uma camada de revestimento) .....</i>	<i>53</i>
<i>Figura 5.29 – Microestrutura no centro do cordão do revestimento com x% B, à esquerda, e com 2,5x% B, à direita, processado com pó atomizado (Vilella).....</i>	<i>54</i>
<i>Figura 5.30 – Mapa de composição química do revestimento de uma camada com 2,5x% B processado com pó atomizado. Presença de fase rica em cromo e boro. Ampliação de 20.000X em MEV de alta resolução .....</i>	<i>56</i>
<i>Figura 5.31 – Mapa de composição química do revestimento de uma camada com x% B processado com pó atomizado. Presença de fase rica em cromo e boro. Ampliação de 20.000X em MEV de alta resolução .....</i>	<i>56</i>
<i>Figura 5.32 - Difratoograma dos revestimentos com x% e 2,5x% B processados com pós atomizados indicando presença das fases austenita e <math>Fe_{1.1}Cr_{0.9}B_{0.9}</math>.....</i>	<i>57</i>
<i>Figura 5.33 – Percentual de <math>Fe_{1.1}Cr_{0.9}B_{0.9}</math> para os revestimentos processados com pós atomizados com x% e 2,5x% B .....</i>	<i>57</i>
<i>Figura 5.34 – Microdureza média na seção transversal dos revestimentos processados com pós atomizados com x% e 2,5x% B.....</i>	<i>57</i>
<i>Figura 5.35 - Curvas características de perda de massa acumulada em função do tempo de cavitação dos revestimentos processados com pós atomizados com x%B .....</i>	<i>59</i>
<i>Figura 5.36 - Curvas características de perda de massa acumulada em função do tempo de cavitação dos revestimentos processados com pós atomizados com 2,5x%B .....</i>	<i>59</i>

<i>Figura 5.37 – Difratoograma do revestimento com x% B, processado com pó atomizado, indicando formação e aumento da quantidade de martensita-ε durante o ensaio de cavitação.....</i>	<i>60</i>
<i>Figura 5.38 – Difratoograma do revestimento com 2,5x% B, processado com pó atomizado, indicando formação e aumento da quantidade de martensita-ε durante o ensaio de cavitação.....</i>	<i>61</i>
<i>Figura 5.39 - Difratoograma do revestimento com x% B, processado com pó atomizado, mostrando o aumento da martensita-ε em detrimento da austenita durante o ensaio de cavitação .....</i>	<i>62</i>
<i>Figura 5.40 - Difratoograma do revestimento com 2,5x% B, processado com pó atomizado, mostrando o aumento da martensita-ε em detrimento da austenita durante o ensaio de cavitação .....</i>	<i>62</i>
<i>Figura 5.41 – Vazios na superfície do revestimento processado com pó atomizado com x % B. Imagem formada por elétrons secundários à esquerda e por elétrons retro espalhados à direita (1000 X).....</i>	<i>65</i>
<i>Figura 5.42 – Vazios na superfície do revestimento processado com pó atomizado com 2,5x% B. Imagem formada por elétrons secundários à esquerda e por elétrons retro espalhados à direita (1000 X) .....</i>	<i>66</i>
<i>Figura 5.43 – Linhas de deslizamento e erosão nos vazios da superfície do revestimento processado com pó atomizado com x % B. Imagem formada por elétrons secundários à esquerda e por elétrons retro espalhados à direita (1000 X) .....</i>	<i>66</i>
<i>Figura 5.44 – Linhas de deslizamento e erosão nos vazios da superfície do revestimento processado com pó atomizado com 2,5x% B. Imagem formada por elétrons secundários à esquerda e por elétrons retro espalhados à direita (1000 X) .....</i>	<i>67</i>
<i>Figura 5.45 – Erosão nos contornos dendríticos do revestimento processado com pó atomizado com x% B. Imagem formada por elétrons secundários à esquerda e por elétrons retro espalhados à direita (2000 X) .....</i>	<i>67</i>
<i>Figura 5.46 – Erosão nos contornos dendríticos do revestimento processado com pó atomizado com 2,5x% B. Imagem formada por elétrons secundários à esquerda e por elétrons retro espalhados à direita (2000 X) .....</i>	<i>68</i>
<i>Figura 5.47 – Deformação heterogênea e erosão na região de deformação intensa no revestimento processado com pó atomizado com x% B (2000 X) .....</i>	<i>68</i>
<i>Figura 5.48 – Erosão heterogênea na superfície do revestimento processado com pó atomizado com x% B. Elétrons secundários à esquerda e elétrons retro espalhados à direita (1000 X) .....</i>	<i>69</i>
<i>Figura 5.49 – Erosão gradual na superfície do revestimento com 2,5x% B processado com pó atomizado. Elétrons secundários à esquerda e elétrons retro espalhados à direita (2000 X) .....</i>	<i>70</i>
<i>Figura 5.50 – Curva característica de perda de massa acumulada em função do tempo de ensaio de cavitação.....</i>	<i>73</i>
<i>Figura 5.51 – Estimativa do encruamento pela diferença entre a microdureza média na superfície e na seção transversal dos revestimentos .....</i>	<i>74</i>
<i>Figura 5.52 – Ângulo entre as arestas do indentador Vickers (Adaptada de FRANCO et al., 2004) .....</i>	<i>75</i>
<i>Figura 5.53 – Curva característica da resistência à cavitação dos revestimentos com e sem encruamento, com 2,5x% B .....</i>	<i>76</i>

<i>Figura 5.54- Curva característica da resistência à cavitação dos revestimentos processados com pós atomizados com x% B, com e sem encruamento .....</i>	<i>78</i>
<i>Figura A. 1 – Seção transversal dos revestimentos com uma e duas camadas com x% e 2,5x% B indicando maior diluição nos revestimentos com x% B .....</i>	<i>88</i>
<i>Figura A. 2 - Microestrutura na superfície dos revestimentos com x% B com uma e duas camadas mostrando dendritas austeníticas e eutético constituído por austenita e <math>Fe_{1.1}Cr_{0.9}B_{0.9}</math> (reagente Vilella) .....</i>	<i>88</i>
<i>Figura A. 3 - Microestrutura na superfície dos revestimentos com 2,5x% B com uma e duas camadas mostrando dendritas austeníticas e eutético constituído por austenita e <math>Fe_{1.1}Cr_{0.9}B_{0.9}</math> (reagente Vilella) .....</i>	<i>89</i>
<i>Figura A. 4 – Mapa de composição química do revestimento com 2,5x% B uma camada indicando presença de fase rica em cromo e boro (20.000X) .....</i>	<i>89</i>
<i>Figura A. 5 – Difractograma dos revestimentos com uma e duas camadas com 2,5x% B (à esquerda) e com x% B (à direita) .....</i>	<i>91</i>
<i>Figura A. 6 – Percentual de <math>Fe_{1.1}Cr_{0.9}B_{0.9}</math> determinado por microscopia quantitativa .....</i>	<i>91</i>
<i>Figura A. 7 – Microdureza da seção transversal dos revestimentos de uma e duas camadas, com x% e 2,5x% B ..</i>	<i>91</i>
<i>Figura A. 8 – Aumento da microdureza superficial devido ao encruamento .....</i>	<i>92</i>
<i>Figura B. 1 – Quantificação da fase <math>Fe_{1.1}Cr_{0.9}B_{0.9}</math> do revestimento com x% B uma camada .....</i>	<i>95</i>
<i>Figura B. 2 – Quantificação da fase <math>Fe_{1.1}Cr_{0.9}B_{0.9}</math> do revestimento com x% B duas camadas .....</i>	<i>96</i>
<i>Figura B. 3 – Quantificação da fase <math>Fe_{1.1}Cr_{0.9}B_{0.9}</math> do revestimento com x% B duas camadas .....</i>	<i>97</i>
<i>Figura B. 4 – Quantificação da fase <math>Fe_{1.1}Cr_{0.9}B_{0.9}</math> do revestimento com 2,5x% B uma camada .....</i>	<i>97</i>
<i>Figura B. 5 – Quantificação da fase <math>Fe_{1.1}Cr_{0.9}B_{0.9}</math> do revestimento com 2,5x% B uma camada .....</i>	<i>98</i>
<i>Figura B. 6 – Quantificação da fase <math>Fe_{1.1}Cr_{0.9}B_{0.9}</math> do revestimento com 2,5x% B duas camadas .....</i>	<i>99</i>
<i>Figura B. 7 – Quantificação da fase <math>Fe_{1.1}Cr_{0.9}B_{0.9}</math> do revestimento com 2,5x% B duas camadas .....</i>	<i>100</i>
<i>Figura B. 8 – Quantificação da fase <math>Fe_{1.1}Cr_{0.9}B_{0.9}</math> do revestimento com 5x% B duas camadas .....</i>	<i>100</i>
<i>Figura B. 9 – Quantificação da fase <math>Fe_{1.1}Cr_{0.9}B_{0.9}</math> do revestimento com 5x% B duas camadas .....</i>	<i>101</i>
<i>Figura B. 10 – Quantificação da fase <math>Fe_{1.1}Cr_{0.9}B_{0.9}</math> do revestimento processado com pó atomizado com x% B uma camada .....</i>	<i>102</i>
<i>Figura B. 11 – Quantificação da fase <math>Fe_{1.1}Cr_{0.9}B_{0.9}</math> do revestimento processado com pó atomizado com x% B uma camada .....</i>	<i>103</i>
<i>Figura B. 12 – Quantificação da fase <math>Fe_{1.1}Cr_{0.9}B_{0.9}</math> do revestimento processado com pó atomizado com 2,5x% B uma camada .....</i>	<i>103</i>
<i>Figura B. 13 – Quantificação da fase <math>Fe_{1.1}Cr_{0.9}B_{0.9}</math> do revestimento processado com pó atomizado com 2,5x% B uma camada .....</i>	<i>104</i>
<i>Figura B. 14 – Quantificação da fase <math>Fe_{1.1}Cr_{0.9}B_{0.9}</math> do revestimento processado com pó atomizado com 2,5x% B uma camada .....</i>	<i>105</i>



<i>Figura C. 1 – Identificação dos pontos discrepantes de microdureza da seção transversal dos revestimentos de duas camadas com 0%, x%, 2,5x% e 5x% B</i>	108
<i>Figura C. 2 – Identificação dos pontos discrepantes de microdureza da seção transversal dos revestimentos de uma camada com x% e 2,5x% B</i>	108
<i>Figura C. 3 – Identificação dos pontos discrepantes de microdureza da seção transversal dos revestimentos de duas camadas com 0%, x%, 2,5x% e 5x% B</i>	109
<i>Figura D. 1 - Aspecto dos corpos de prova do revestimento com 0%B duas camadas</i>	111
<i>Figura D. 2 - Aspecto dos corpos de prova do revestimento com x%B uma camada</i>	112
<i>Figura D. 3 - Aspecto dos corpos de prova do revestimento com x%B duas camadas</i>	112
<i>Figura D. 4 - Aspecto dos corpos de prova do revestimento com 2,5x%B uma camada</i>	112
<i>Figura D. 5 - Aspecto dos corpos de prova do revestimento com 2,5x%B duas camadas (testado até 34 h de cavitação acelerada)</i>	113
<i>Figura D. 6 - Aspecto dos corpos de prova do revestimento com 5x%B duas camadas</i>	113
<i>Figura D. 7 - Aspecto do corpo de prova do revestimento com x%B uma camada, processado com pó atomizado</i>	113
<i>Figura D. 8 - Aspecto do corpo de prova do revestimento com x%B uma camada, processado com pó atomizado</i>	114
<i>Figura D. 9 - Aspecto do corpo de prova do revestimento com 2,5x%B uma camada, processado com pó atomizado</i>	114
<i>Figura E. 1 – Microestrutura na superfície do revestimento processado com mistura mecânica com 0% B duas camadas, sem evidências de encruamento (reagente marble)</i>	115
<i>Figura E. 2 – Microestrutura na superfície do revestimento processado com mistura mecânica com x% B duas camadas, sem evidências de encruamento (reagente marble)</i>	115
<i>Figura E. 3 – Microestrutura na superfície do revestimento processado com mistura mecânica com x%B duas camadas, sem evidência de encruamento (reagente marble)</i>	115
<i>Figura E. 4 – Microestrutura na superfície do revestimento processado com mistura mecânica com 2,5x%B uma camada, sem evidência de encruamento (reagente marble)</i>	115
<i>Figura E. 5 – Microestrutura na superfície do revestimento processado com mistura mecânica com 2,5x%B duas camadas, com linhas de deslizamento típicas de encruamento (reagente marble)</i>	116
<i>Figura E. 6 – Microestrutura na superfície do revestimento processado com mistura mecânica com 5x%B duas camadas, com linhas de deslizamento típicas de encruamento (reagente marble)</i>	116
<i>Figura E. 7 – Microestrutura na superfície do revestimento processado com pó atomizado com x% B uma camada, com linhas de deslizamento típicas de encruamento (reagente marble)</i>	116
<i>Figura E. 8 – Microestrutura na superfície do revestimento processado com pó atomizado com 2,5x% B uma camada, com linhas de deslizamento típicas de encruamento (reagente marble)</i>	116
<i>Figura F. 1 – Seção transversal do revestimento processado com mistura mecânica com 0% B duas camadas, sem encruamento (Marble)</i>	117

<i>Figura F. 2 – Seção transversal do revestimento processado com mistura mecânica com x% B uma camada, com encruamento (Marble)</i>	117
<i>Figura F. 3 – Seção transversal do revestimento processado com mistura mecânica com x% B duas camadas, sem encruamento (Marble)</i>	117
<i>Figura F. 4 – Seção transversal do revestimento processado com mistura mecânica com 2,5x% B uma camada, sem encruamento (Marble)</i>	117
<i>Figura F. 5 – Seção transversal do revestimento processado com mistura mecânica com 2,5x% B duas camadas, com encruamento (Marble)</i>	118
<i>Figura F. 6 – Seção transversal do revestimento processado com mistura mecânica com 5x% B duas camadas, com encruamento (Marble)</i>	118
<i>Figura F. 7 – Seção transversal do revestimento processado com pó atomizado com x% B uma camada, com encruamento (Marble)</i>	118
<i>Figura F. 8 – Seção transversal do revestimento processado com pó atomizado com 2,5x% B uma camada, com encruamento (Marble)</i>	118

## LISTA DE TABELAS

<i>Tabela 4.1 - Parâmetros para as deposições dos pós misturados mecanicamente</i>	17
<i>Tabela 4.2 - Parâmetros constantes nas deposições dos pós misturados mecanicamente (REVSOLDA)</i>	18
<i>Tabela 4.3 - Parâmetros para deposições dos pós atomizados</i>	18
<i>Tabela 4.4 - Parâmetros constantes nas deposições dos pós atomizados (LaMaTS)</i>	18
<i>Tabela 5.1 – Período de incubação nominal e taxa de erosão máxima dos revestimentos processados com misturas mecânicas de pós elementares</i>	38
<i>Tabela 5.2 – Estatística descritiva dos períodos de incubação dos revestimentos com 0%, x%, 2,5x% e 5x% B</i>	38
<i>Tabela 5.3 – Quadro para a análise da variância dos períodos de incubação dos revestimentos com 0%, x%, 2,5x% e 5x% B</i>	38
<i>Tabela 5.4 – Estatística descritiva das taxas de erosão máximas dos revestimentos com 0%, x%, 2,5x% e 5x% B</i>	41
<i>Tabela 5.5 – Comparação da resistência à cavitação dos revestimentos de Fe-Cr-Mn-Si-B, processados com misturas mecânicas de pós elementares, com a de materiais comumente usados na fabricação e recuperação de turbinas cavitadas</i>	48
<i>Tabela 5.6 – Período de incubação nominal e taxa de erosão máxima dos revestimentos processados com pós elementares</i>	58
<i>Tabela 5.7 - Estatística descritiva do período de incubação dos revestimentos com x% e 2,5x% B, processados com pós atomizados</i>	63
<i>Tabela 5.8 – Análise da variância do período de incubação dos revestimentos com x% e 2,5x% B, processados com pós atomizados</i>	63
<i>Tabela 5.9 - Estatística descritiva da taxa de erosão máxima dos revestimentos com x% e 2,5x% B, processados com pós atomizados</i>	70
<i>Tabela 5.10 - Profundidade de indentação Vickers e espessura da camada encruada</i>	75
<i>Tabela 5.11 - Período de incubação nominal, a taxa de erosão durante o período de aceleração e a taxa de erosão máxima dos revestimentos com e sem encruamento com 2,5x% B</i>	77
<i>Tabela 5.12 - Período de incubação nominal, a taxa de erosão durante a aceleração e a taxa de erosão máxima dos revestimentos com e sem encruamento com x% B</i>	78
<i>Tabela A. 1 - Período de incubação, máxima taxa erosiva e perda de massa acumulada por área cavitada dos revestimentos com x% e 2,5x%B, uma e duas camadas</i>	91
<i>Tabela B. 1 – Correspondência entre Figuras e os revestimentos quantificados</i>	93
<i>Tabela B. 2 – Percentual de <math>Fe_{1.1}Cr_{0.9}B_{0.9}</math> nos revestimentos processados com misturas mecânicas de pós elementares e com pós atomizados</i>	93
<i>Tabela B. 3 – Estatística descritiva do percentual de <math>Fe_{1.1}Cr_{0.9}B_{0.9}</math> nos revestimentos processados com misturas mecânicas de pós elementares e com pós atomizados</i>	94

<i>Tabela B. 4 – Quadro para a análise da variância do percentual de <math>Fe_{1.1}Cr_{0.9}B_{0.9}</math> nos revestimentos processados com misturas mecânicas de pós elementares e com pós atomizados</i>	94
<i>Tabela B. 5 – Teste de Tukey comparando as médias do percentual de <math>Fe_{1.1}Cr_{0.9}B_{0.9}</math> nos revestimentos processados com misturas mecânicas de pós elementares e com pós atomizados</i>	94
<i>Tabela C. 1 – Microdureza na seção transversal dos revestimentos de duas camadas processados com misturas mecânicas de pós elementares (HV 0,3)</i>	106
<i>Tabela C. 2 – Microdureza na seção transversal dos revestimentos de uma camada processados com misturas mecânicas de pós elementares com x% e 2,5x% B e com pós atomizados com x% e 2,5x% B (HV 0,3)</i>	107
<i>Tabela C. 3 - Estatística descritiva da microdureza da seção transversal dos revestimentos processados com misturas mecânicas e com pós atomizados</i>	109
<i>Tabela C. 4 – Análise da variância da microdureza da seção transversal dos revestimentos processados com misturas mecânicas e com pós atomizados</i>	109
<i>Tabela C. 5 – Teste de Tukey entre as microdurezas da seção transversal dos revestimentos processados com misturas mecânicas</i>	110
<i>Tabela C. 6 – Teste de Tukey comparando as microdurezas da seção transversal dos revestimentos processados com misturas mecânicas e com pós atomizados</i>	110
<i>Tabela D. 1 – Quantidade de corpos de prova submetidos à cavitação em função do teor de boro e identificação das figuras correspondentes a cada revestimento</i>	111

## RESUMO

Turbinas hidráulicas sujeitas à cavitação requerem intervenções periódicas para recuperação do perfil das pás pela deposição de materiais resistentes à cavitação na região erodida. Um desempenho competitivo pode ser alcançado com ligas austeníticas Fe-Cr-Mn-Si-B, resistentes à cavitação.

Uma análise preliminar foi realizada por meio do estudo de revestimentos processados com misturas mecânicas de pós elementares com quatro diferentes teores de boro. A validação dos resultados observados foi realizada por meio do estudo de revestimentos processados com ligas atomizadas. Para a deposição em substrato de AISI 304 foi usado o processo plasma a arco transferido. A caracterização microestrutural dos revestimentos incluiu a análise do refino dendrítico (microscopia ótica), da quantidade de eutético (microscopia quantitativa), das fases formadas (difração de raios-X e espectroscopia de energia dispersiva) e da microdureza Vickers. Foram determinados a resistência à cavitação (conforme norma ASTM G32-10), o mecanismo de erosão (microscópio eletrônico de varredura) e as fases presentes na superfície dos revestimentos após diferentes intervalos de cavitação (difração de raios-X). A discussão aborda o efeito do boro na microestrutura e resistência à cavitação e a comparação entre o desempenho dos revestimentos processados com pós atomizados e com misturas mecânicas de pós elementares. Considerações sobre o efeito do encruamento superficial (induzido pela operação de fresamento) na resistência à cavitação também são apresentadas.

Os resultados mostraram que a mistura mecânica de pós elementares é uma ferramenta válida de pesquisa cujos resultados demandam interpretação criteriosa devido a eventuais perdas de elementos durante a deposição. A formulação Fe-Cr-Mn-Si-B possui desempenho superior ao dos materiais comumente usados na fabricação e reparo de turbinas hidráulicas. Adições progressivas de boro resultam no surgimento e refino dos braços dendríticos secundários e aumento da quantidade de eutético interdendrítico. O aumento do teor de boro também foi acompanhado do aumento da microdureza e da redução da taxa de erosão máxima dos revestimentos Fe-Cr-Mn-Si-B, sujeitos à cavitação. O encruamento anterior à cavitação aumenta o período de aceleração.

## ABSTRACT

Hydraulic turbines exposed to cavitation erosion require periodical interventions to recover the blades profile by the deposition of cavitation resistant materials on the eroded zones. A competitive performance can be achieved with austenitic Fe-Cr-Mn-Si-B cavitation resistant alloys. Studies on the influence of boron on cavitation resistance were conducted.

A preliminary analysis involved the investigation of coatings processed with mechanical mixtures of elemental powders with four different boron contents. The validation of the observed results was carried out by the examination of coatings processed with atomized powders. Deposition on AISI 304 used the plasma transferred arc process. The coatings microstructure characterization included dendritic refinement analysis (optical microscopy), eutectic quantification (quantitative microscopy), phase determination (X-ray diffraction and energy dispersive spectroscopy) and Vickers microhardness measurements. The cavitation resistance (according to ASTM G32-10), the erosion mechanism (scanning electron microscopy) and the phases present on the specimens' surfaces after different cavitation periods (X-Ray diffraction) were determined. Discussion comprises the effect of boron on microstructure and cavitation resistance, and the comparison between the performances of coatings processed with atomized and mechanical mixture of elemental powders. Considerations about the effect of superficial work-hardening (induced by the machining operation) on cavitation resistance are also presented.

Results show that mechanical mixture of elemental powders is a valid research tool whose results require fastidious interpretation due to of elements loss likely to happen during deposition. The Fe-Cr-Mn-Si-B formulation holds superior performance in comparison to those of materials commonly used on turbines manufacturing and repairing. Progressive additions of boron lead to secondary dendritic arms rise, structure refinement and an increase in interdendritic eutectics. Also, it was measured an increase on microhardness and reduction of the maximum erosion rate of Fe-Cr-Mn-Si-Cr-B coatings under cavitation. Work-hardening prior to cavitation extend the acceleration period.

## 1. INTRODUÇÃO

---

A maior parte da energia elétrica gerada no Brasil é proveniente de usinas hidrelétricas. As turbinas hidráulicas, principais componentes desse sistema de geração de energia, são frequentemente agredidas por um processo erosivo denominado cavitação.

A cavitação em turbinas hidráulicas consiste na formação de bolhas em regiões onde a pressão estática é inferior à pressão de vapor do líquido e no colapso dessas bolhas quando a pressão é restabelecida. O colapso das bolhas gera ondas de choques e micro jatos de líquidos que resultam na erosão da superfície do material. A cavitação faz com que as pás da turbina percam o perfil e gera principalmente ruídos, vibrações e perda de rendimento. Intervenções periódicas são necessárias para recuperação dos perfis das pás. As manutenções geram custos com mão de obra, materiais e perda de faturamento devido à turbina estar inoperante.

Originalmente, a recuperação era feita por meio da deposição de aços inoxidáveis tradicionais do tipo E308 e E309 por soldagem com eletrodo revestido. Os problemas associados a essa solução eram a baixa produtividade e qualidade dos depósitos e a baixa resistência à cavitação dos materiais. Para contornar os problemas associados ao processamento, muitas deposições passaram a ser feitas pelo processo MIG/MAG (*Metal Inert/Active Gas*). Atualmente, estuda-se a aplicação do processo PTA (*Plasma Transferred Arc*), devido à elevada produtividade e excelente qualidade do depósito. Como alternativa à baixa resistência à cavitação das ligas inoxidáveis tradicionais, foi proposta a utilização das ligas Co-Cr e ligas inoxidáveis ao Co. Contudo, apesar de sua elevada resistência à cavitação, essas ligas vêm sendo substituídas por aços inoxidáveis com alto teor de manganês, com preços mais competitivos (isentas de Co).

A formulação Fe-Cr-Mn-Si-N, proposta por RIBEIRO et al. (2010), teve excelente resistência à cavitação e desempenho muito superior à materiais comumente usados na fabricação e recuperação de turbinas (CA6NM e AISI 308). Além disso, a resistência à cavitação da liga Fe-Cr-Mn-Si-N (18,6 horas de período de incubação e  $0,40 \text{ mg.h}^{-1}$  de taxa de erosão máxima) foi muito próxima à da liga inoxidável comercial Cavitec<sup>®</sup>, ligada ao cobalto (21,4 horas de período de incubação e  $0,33 \text{ mg.h}^{-1}$  de taxa de erosão máxima).

A revisão da literatura sugere que a adição de boro possa melhorar ainda mais a resistência à cavitação das ligas Fe-Cr-Mn-Si-N. O refino microestrutural gerado pelo boro

(VANAT, 2012; KIM et al., 2009; KIM et al., 2007) é um dos fatores que levam a essa suposição. Sabe-se que o refino dendrítico retarda a propagação de trincas e minimiza a taxa de erosão máxima sob cavitação (BREGLIOZZI et al., 2005; DUBÉ et al., 1996). Além disso, o refino microestrutural mostrou intensificar (BOCCANERA et al., 1999) e atrasar o início da transformação martensítica (XIAOJUN et al. 2003), contribuindo para um aumento no período de incubação. Outros estudos ainda sugerem que boro possa contribuir para a transformação martensítica pela redução da força motriz (LUO et al. 2010) e energia de falha de empilhamento (YOSHIDA et al., 2005).

Portanto, com a motivação de contribuir no desenvolvimento de uma liga inoxidável austenítica com elevada resistência à cavitação e baixo custo, esse trabalho tem como objetivo avaliar a influência do boro na resistência à cavitação de revestimentos Fe-Cr-Mn-Si-B e avaliar a viabilidade da composição Fe-Cr-Mn-Si-B como material para aplicação na recuperação de turbinas hidráulicas.

Para tanto, duas abordagens distintas foram empregadas na metodologia de pesquisa. A primeira abordagem consistiu no estudo de revestimentos processados com misturas mecânicas de pós elementares, pela flexibilidade na formulação das ligas. O intuito desta abordagem foi analisar a influência de diferentes teores de boro na resistência à cavitação dos revestimentos e, em paralelo, fazer uma avaliação preliminar da viabilidade da composição química proposta. A segunda abordagem visou verificar as tendências observadas, quanto à influência do boro e resistência à cavitação da composição Fe-Cr-Mn-Si-B, por meio do estudo de revestimentos processados com pós atomizados.

O estudo de revestimentos processados com misturas mecânicas de pós elementares, neste trabalho, foi usado apenas como ferramenta de pesquisa preliminar da composição química e não objetiva propor a aplicação comercial de misturas mecânicas. Por outro lado, o estudo de revestimentos processados com ligas atomizadas visa validar os resultados observados (obtidos no estudo das misturas) e destacar o desempenho e potencial aplicação comercial da liga Fe-Cr-Mn-Si-B.



## **2. OBJETIVOS**

---

### **2.1. OBJETIVOS GERAIS**

---

- Avaliar a influência do boro na resistência à cavitação de revestimentos Fe-Cr-Mn-Si-B.
- Avaliar a viabilidade da composição Fe-Cr-Mn-Si-B como material resistente à cavitação.

### **2.2. OBJETIVOS ESPECÍFICOS**

---

- Avaliar a influência do boro na microestrutura.
- Avaliar a influência do boro no período de incubação do revestimento sob cavitação.
- Avaliar a influência do boro no mecanismo de erosão e taxa de erosão máxima do revestimento sob cavitação.
- Comparar o desempenho da composição Fe-Cr-Mn-Si-B com o desempenho de ligas comumente usadas na fabricação e recuperação de turbinas hidráulicas.
- Demonstrar a validade do uso de misturas mecânicas de pós elementares como uma ferramenta de pesquisa.
- Validar as tendências observadas no estudo dos revestimentos processados com misturas mecânicas por meio do estudo de revestimentos processados com pós atomizados.
- Avaliar a influência da condição inicial e do processamento dos pós na composição química.

### 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

---

Esta seção se inicia com uma revisão sobre a cavitação, mostrando a relevância do estudo, as características desse tipo de erosão, o método de ensaio e os principais resultados do ensaio de cavitação acelerada. Na sequência, é apresentada uma revisão sobre os fatores resultantes do processamento e da composição química que afetam a resistência à cavitação. Em seguida, é exposta a relação entre a falha de empilhamento e transformação martensítica e o efeito da transformação de fase na resistência à cavitação. Por fim, é apresentada uma revisão sobre a composição química de aços inoxidáveis resistentes à cavitação que mostra o efeito dos elementos de liga e fundamenta o estudo do efeito do boro na cavitação.

#### 3.1. CAVITAÇÃO

---

No Brasil, aproximadamente 63% da energia elétrica gerada é proveniente de usinas hidrelétricas (ANEEL, 2014). A turbina hidráulica é um dos principais componentes desse sistema de geração de energia, pois é ela que transforma a energia hidráulica em energia mecânica, que é posteriormente convertida em energia elétrica. Contudo, as turbinas são frequentemente acometidas por um tipo peculiar de erosão, a erosão por cavitação e podem vir a falhar se não forem submetidas a intervenções para recuperação. A Figura 3.1 mostra a erosão por cavitação nas pás de uma turbina Francis.



Figura 3.1 - Erosão por cavitação nas pás de uma turbina Francis (<http://authors.library.caltech.edu/25019/1/chap6.htm>)

As intervenções para recuperação das turbinas podem gerar custos excessivos. Segundo HORTA et al. (1999), os gastos com reparos levantados pelo Centro de Pesquisa de Energia Elétrica da Eletrobrás (CEPEL), em 1991, chegaram a US\$ 13 milhões considerando apenas os gastos com mão de obra e materiais sem contabilizar a perda de faturamento devido à turbina estar inoperante.

A cavitação é o processo de formação, crescimento e implosão de bolhas de vapor em um meio líquido (BRENNEN, 1995). Nos sistemas hidráulicos há uma variação da pressão estática devido às perdas de carga e características do equipamento. Se a pressão estática do líquido em movimento, em uma determinada região, for inferior à pressão de vapor do líquido, bolhas de vapor irão se formar e crescer. Ao migrarem para uma região onde a pressão é reestabelecida, as bolhas implodem gerando micro jatos de líquido e ondas de choque, que causam a erosão da superfície (KOIVULA, 2000). A Figura 3.2 ilustra a implosão de uma bolha e a formação de um micro jato de líquido próximo a uma superfície sólida. Se o colapso da bolha ocorre de forma simétrica, afastada da superfície sólida, a superfície será erodida pelo impacto de ondas de choque da implosão das bolhas. Se a implosão da bolha ocorre de forma assimétrica, próxima à superfície, a erosão ocorrerá pela formação de micro jatos de líquido contra a superfície. Trabalhos relatam que a erosão não é consequência de impactos únicos, mas pelo acúmulo de deformação plástica, fadiga e coalescência de trincas (RICHTMAN e MCNAUGHTON, 1990; SANTA et al, 2011).

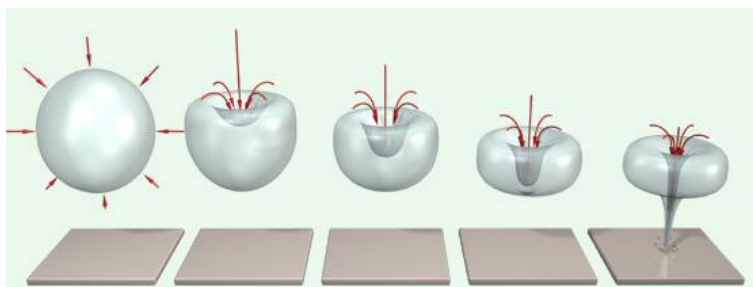


Figura 3.2 - Implosão de bolhas próximas a uma superfície sólida (Fonte: <http://eswt.net/wp-content/uploads/2011/10/cavitation.gif>)

WULPI (1999) relata que a pressão causada sobre o metal na implosão da cavidade é estimada em centenas de atmosferas. Como citado na revisão de ALLENSTEIN (2007) a

velocidade do micro jato de líquido na implosão da bolha varia de 100 a 500 m/s. Alguns dos fatores que levam as turbinas a cavitarem são (CALAINHO et al., 1999):

- Rugosidade excessiva;
- Características da água do reservatório;
- Operação fora das faixas garantidas, isto é, com carga parcial ou com sobrecarga;
- Operação com altura de sucção inferior a mínima prevista;
- Projeto de perfis inadequados;
- Perda dos perfis das pás rotoras devido às sucessivas intervenções para reparos.

Os principais efeitos da cavitação sobre as máquinas hidráulicas são (TOMÁS, 1986):

- Erosão das superfícies em contato com o líquido;
- Alterações das características hidrodinâmicas do escoamento;
- Redução do rendimento;
- Ruídos e vibrações.

### 3.2. ENSAIO DE CAVITAÇÃO ACELERADA

---

O método de ensaio de cavitação acelerada mais difundido é o ensaio pelo método vibratório indireto. A Figura 3.3 mostra a configuração do ensaio pelo método. Neste método, um transdutor ultra-sônico produz uma oscilação com frequência de 20 kHz que é transmitida à ponteira de sacrifício através de um sonotrodo. O corpo de prova é fixado a um suporte e imerso em um recipiente com água destilada ou deionizada. A temperatura do ensaio é mantida constante através de um banho termostático.

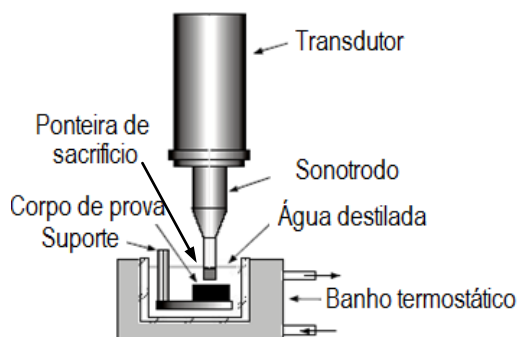


Figura 3.3 – Configuração do ensaio de cavitação acelerada pelo método vibratório indireto (adaptado de ALLENSTEIN, 2007).

A vibração em alta frequência gera zonas de baixa pressão, em que ocorre a formação de bolhas de vapor, e zonas de alta pressão, em que as bolhas implodem e projetam jatos do líquido em direção à superfície.

O corpo de prova é pesado com precisão antes do início do teste e novamente em interrupções periódicas para obter o histórico de perda de massa em função do tempo. A interpretação adequada da curva da perda de massa acumulada pelo tempo permite comparar resultados entre diferentes materiais, fluidos, temperaturas e outras condições. A Figura 3.4 mostra a curva característica de perda de massa acumulada em função do tempo de cavitação e indica as diferentes etapas da erosão por cavitação.

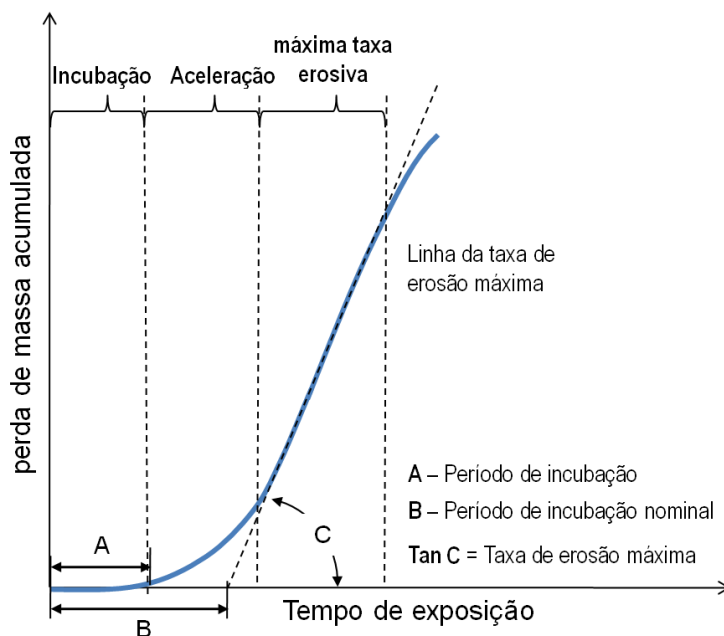


Figura 3.4 – Curva característica de perda de massa acumulada em função do tempo de ensaio de cavitação

A erosão por cavitação pode ser dividida em três etapas principais: o período de incubação, o período de aceleração e o período de máxima taxa erosiva. O período de incubação compreende o tempo em que o material apresenta baixa ou nenhuma perda de massa. Nesta etapa a energia do impacto é dissipada pela deformação elástica, plástica e pela formação de maclas e falhas de empilhamento, dependendo das características do material. No período de aceleração, a taxa de erosão é crescente, o material absorve energia da cavitação pela formação e propagação

de trincas e a remoção de partículas ocorre de forma gradual. No período de máxima taxa erosiva a taxa de erosão permanece constante.

Para caracterizar a resistência à cavitação dos materiais, normalmente são considerados o período de incubação, o período de máxima taxa erosiva e a profundidade média de erosão, conforme recomendação da norma ASTG G32-10.

O período de incubação pode ser determinado de duas maneiras, pelo início da perda de massa, sendo chamado apenas de período de incubação (letra A da Figura 3.4) ou pela interseção entre o prolongamento da linha de máxima taxa erosiva com o eixo do tempo de exposição (letra B na Figura 3.4). A máxima taxa erosiva, por sua vez, é determinada pela tangente do ângulo de inclinação da linha de taxa de erosão máxima (letra C da Figura 3.4) ou pelo coeficiente angular da equação da linha de tendência adicionada aos pontos do período de máxima taxa erosiva. Para determinar a profundidade média de erosão, inicialmente se calcula o volume erodido (pela divisão entre a perda de massa acumulada e a densidade do material ensaiado) e, em seguida, divide-se o volume erodido pela área cavitada. Esses parâmetros podem ser usados em conjunto ou isoladamente para caracterizar a resistência à cavitação dos materiais.

### **3.3. FATORES QUE AFETAM A RESISTÊNCIA A CAVITAÇÃO**

---

Nesta seção são discutidos os fatores resultantes do processamento e da composição química que afetam a resistência à cavitação dos materiais.

#### **Acabamento superficial**

Um bom acabamento superficial maximiza o período de incubação e minimiza a taxa de erosão, porque poros e riscos são sítios preferenciais que aceleram a nucleação e a propagação de trincas (BOCCANERA *et al.*, 1999). O acabamento superficial é fundamentalmente afetado pelo processamento, mas também pode ter influência da composição química. Em revestimentos soldados, o uso de parâmetros adequados e a deposição com operador qualificado minimizam a presença de poros no revestimento. Processos pós- deposição como fresamento, esmerilhamento e polimento contribuem para a melhora do acabamento, se bem executados. Além disso, um elemento tradicionalmente conhecido por melhorar o acabamento de revestimentos é o silício. Sua adição aumenta a fluidez do metal fundido, resultando em uma melhor molhabilidade.

## **Encruamento**

Fundamentalmente função do processamento, o encruamento anterior a cavitação, em aços inoxidáveis austeníticos, contribui para o aumento do período de incubação e minimização da taxa de erosão (MESA et al, 2011; MILLS e KNUTSEN, 1998). Em ambos os trabalhos os autores afirmam que a maior resistência à deformação plástica, induzida pelo encruamento, levou ao aumento do período de incubação. A variação na taxa de erosão, por sua vez, foi associada à mudança no mecanismo de erosão.

## **Refino Microestrutural**

O refino microestrutural contribui para o aumento do período de incubação e redução da taxa de erosão. Contornos de grão e de fase funcionam como obstáculos a propagação de trincas induzidas pela cavitação, minimizando a taxa de erosão (BREGLIOZZI et al., 2005; DUBÉ et al., 1996). Em aço inoxidáveis austeníticos ligados ao cobalto, o efeito positivo do refino microestrutural no aumento do período de incubação foi associado à maior intensidade de transformação de fase da austenita- $\gamma$  em martensita- $\epsilon$  (BOCCANERA et al., 1999) e ao atraso no início da transformação martensítica (XIAOJUN et al. 2003). Além do refino microestrutural, uma maior espessura de camada refinada também aumenta a resistência à cavitação (DUBÉ et al., 1996). O refino microestrutural é função tanto do processamento quanto da composição. Diversos trabalhos relatam o papel refinador do boro em aços inoxidáveis austeníticos (VANAT, 2012; KIM et al., 2009; PUKASIEWICZ, 2008; KIM et al., 2007).

## **Diluição**

Observou-se que, em revestimentos processados com aços inoxidáveis austeníticos ligados ao Co, menores diluições aumentam a resistência à cavitação, pois preservam a composição da liga e permitem que os mecanismos de absorção de energia permaneçam ativos (BOCCANERA et al., 1999).

## **Propriedades mecânicas**

Muitas tentativas têm sido feitas para correlacionar propriedades mecânicas dos materiais e a resistência à cavitação. Não há um consenso sobre o impacto da dureza na resistência à

cavitação de aços inoxidáveis. Alguns trabalhos demonstram que variações de dureza (devido ao refino microestrutural) apresentaram boa correlação com a resistência à cavitação (KISHOR et al., 2014; BREGLIOZZI et al., 2005) e outros não observaram nenhuma relação direta entre a resistência à cavitação e a dureza (NIEDERHOFER e HUTH, 2013; LIU et al, 2003, PROCOPIAK et al.; 2000). Boas correlações entre propriedades mecânicas e a resistência à cavitação são obtidas apenas para classes de materiais muito similares (RICHMAN E MACNAUGHTON, 1990). Entre classes de diferentes materiais a resistência à cavitação apresentou boa correlação com a capacidade de encruamento (CHAUHAN, 2010; LIU et al, 2003; HEATHCOCK e PROTHEROE, 1983), com o produto do coeficiente de resistência à fadiga com o coeficiente de encruamento e com a energia de falha de empilhamento (RICHMAN E MACNAUGHTON, 1990).

### **Energia de Falha de Empilhamento (EFE)**

Conforme relação observada por Richman e McNaughton (1990), materiais com baixa energia de falha de empilhamento têm maior resistência à cavitação. Nesses materiais, a energia da cavitação é absorvida pela formação de numerosas falhas de empilhamento. A energia de falha de empilhamento é fundamentalmente função da composição química da liga, mas a literatura sugere que, em aços inoxidáveis austeníticos, ela pode ser afetada por tratamentos térmicos (YONEZAWA et al., 2013).

## **3.4. FALHA DE EMPILHAMENTO E A TRANSFORMACAO MARTENSITICA**

---

Para entender a relação entre a falha de empilhamento e a transformação martensítica, inicialmente será visto como se forma a falha de empilhamento e no que consiste sua energia.

A passagem de uma discordância total pela rede cristalina deixa a rede perfeita, sem defeitos. Cada átomo passa de sua posição normal na rede para sua posição normal adjacente. Entretanto a energia total do sistema pode ser minimizada se uma discordância total se divide em duas discordâncias parciais. Figuras 3.5 e 3.6.



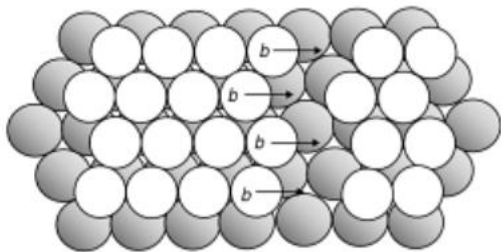


Figura 3.5: Discordância total em uma estrutura CFC (CAMPBELL, 2008).

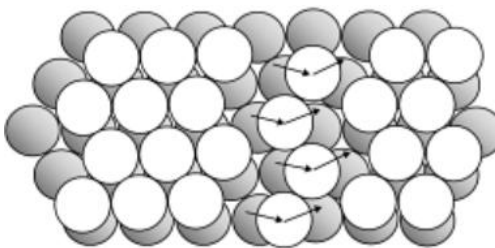


Figura 3.6: Discordâncias parciais em uma estrutura CFC (CAMPBELL, 2008).

A movimentação da discordância pelo deslocamento em zig-zag dos átomos, se decompondo em duas discordâncias parciais, requer menor energia do que se a discordância total tivesse que escalar um átomo. Assim, são realizados dois pequenos saltos em vez de um grande salto. Entretanto a passagem de uma discordância parcial deixa para trás uma região planar com falha de empilhamento, Figura 3.7.

A energia total de uma rede perfeita é menor que a energia de uma rede com falha de empilhamento. Assim, a falha de empilhamento tem uma energia associada a ela. A diferença entre a energia de uma rede perfeita e uma rede com falha de empilhamento é chamada de energia de falha de empilhamento.

O estado de tensão gerado pelas duas parciais faz com que haja repulsão entre elas e a falha de empilhamento tenda a crescer. Entretanto, como a falha de empilhamento em si aumenta a energia do sistema, as discordâncias parciais tendem a retornar. Assim, a energia de falha de empilhamento de um material está relacionada com o balanço entre a força repulsiva das discordâncias parciais e a força atrativa devido à falha de empilhamento, Figura 3.7. Um material terá mais ou menos falhas de empilhamento dependendo da energia de falha de empilhamento. Quanto menor for a energia de falha de empilhamento, mais extensas e numerosas serão as falhas de empilhamento.

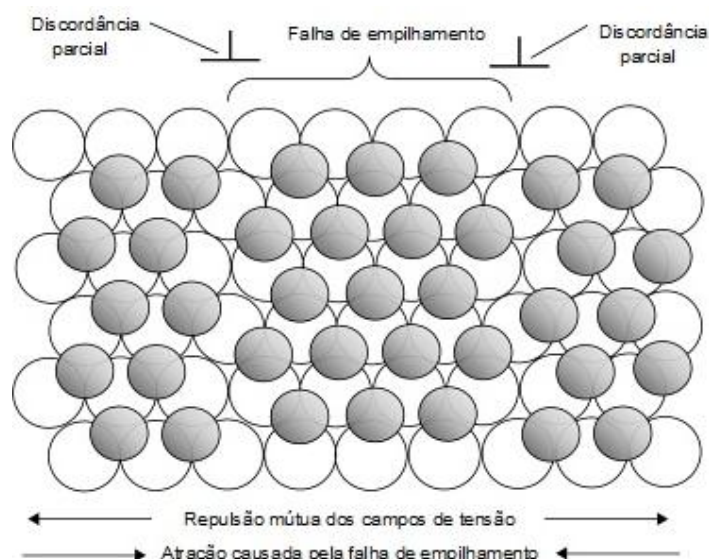


Figura 3.7: Falha de empilhamento e discordância estendida (CAMPBELL, 2008).

Em aços inoxidáveis austeníticos de baixa energia de falha de empilhamento, uma falha de empilhamento na austenita  $\gamma$  (CFC) pode dar origem à martensita- $\epsilon$  (HC) e a formação dessa falha é chamada de transformação martensítica.

A transformação martensítica induzida pela cavitação é um mecanismo de absorção de energia que aumenta a resistência à cavitação dos materiais (NIEDERHOFER e HUTH, 2013; SANTA et al. 2011; XIAOJUN et al., 2003; WANG e ZHU, 2003; KWOK et al., 1998).

A Figura 3.8 mostra a formação de uma falha de empilhamento na estrutura CFC pela passagem de uma discordância.

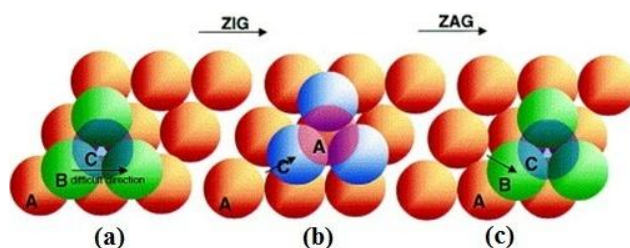


Figura 3.8: Formação de uma falha de empilhamento em uma estrutura CFC. (a) e (c) mostram o empilhamento normal na estrutura CFC (ABCABC) e (b) mostra a estrutura com falha de empilhamento, durante a movimentação da discordância (LEE *et al.*, 2001)

Aços inoxidáveis austeníticos podem se transformar espontaneamente em martensita- $\epsilon$  quando resfriados a temperaturas menores que a temperatura de início de transformação (REMY

e PINEAU, 1977). Neste caso a força motriz atuante é apenas o super-resfriamento. Contudo, como para a maioria dos aços austeníticos a temperatura para início da transformação está abaixo da temperatura ambiente, é necessário a aplicação de um esforço mecânico para complementar a força motriz e dar início à transformação martensítica. Em aços inoxidáveis com austenita metaestável, a energia imposta pela cavitação complementa a força motriz necessária para a transformação.

### 3.5. COMPOSIÇÃO QUÍMICA DE AÇOS INOXIDÁVEIS RESISTENTES À CAVITAÇÃO

---

Revestimentos soldados de ligas Co-Cr (Stellites<sup>®</sup>) são os mais resistentes, porém são muito caros por conterem alto teor de Co. Uma opção de preço mais atrativo são os aços inoxidáveis austeníticos ligados ao Co (Fe-Cr-Mn-Co). Esses materiais também são intitulados de IRECA (*Improved Resistance Cavitation*) e um exemplo de liga comercial é a Cavitec<sup>®</sup>.

Aços inoxidáveis com alto teor de manganês são resistentes a cavitação e têm preço competitivo em relação aos aços inoxidáveis ao cobalto. As ligas Fe-Mn-Cr têm maior plasticidade e encruabilidade do que os aços inoxidáveis convencionais porque, além dos mecanismos de deformação tradicionais, a baixa energia de falha de empilhamento desses aços favorece a formação de falhas de empilhamento, maclas, martensita- $\epsilon$  a martensita- $\alpha'$ , quando sob tensão ou deformação (FEDUMENTI, 2010). Entretanto, prever o tipo e intensidade do mecanismo de absorção de energia é uma tarefa bastante complexa, pois dependem de diversos fatores como taxa de deformação, tamanho de grão, intensidade e estado de tensão (MURR et al., 1982) e ainda da composição química, energia de falha de empilhamento, temperatura e encruamento inicial, como citado por Naraghi (2009).

A formulação estudada neste trabalho é composta pelos elementos Fe-Cr-Mn-Si-N-C-B e foi proposta com base em estudos anteriores (PUKASIEWICZ, 2008; RIBEIRO et al., 2010) que demonstraram o desempenho promissor de revestimentos processados com a composição Fe-Cr-Mn-Si, frente à cavitação.

Fedumenti (2010), Pukasiewicz (2008) e Ribeiro (2007) comentam a contribuição esperada de cada elemento em sua revisão. A adição de manganês visou substituir o cobalto, de alto custo, pois também favorece a formação de maclas, falhas de empilhamento e transformação

martensítica. Além disso, a adição de manganês, em conjunto com o nitrogênio, garante uma estrutura austenítica e elimina a necessidade do níquel, que aumenta a energia de falha de empilhamento. A adição de cromo visa melhorar a resistência à oxidação. A principal função do elemento silício é a redução da energia de falha de empilhamento. Entretanto, deve ser adicionado em teores moderados para evitar formação de trincas a quente. Os elementos carbono e nitrogênio atuam combinados no aumento da resistência mecânica e na estabilização da austenita. No entanto, o carbono pode ser substituído pelo nitrogênio para evitar a sensitização e incrementar a ductilidade. Estudos indicam ainda que a maior quantidade de intersticiais (C e N) contribui no aumento da resistência à cavitação por reduzir a energia de falha de empilhamento e aumentar a resistência mecânica simultaneamente (NIEDERHOFER e HUTH, 2013).

Trabalhos anteriores indicam que a adição de boro possa ser muito positiva no aumento da resistência à cavitação. A literatura mostra que o boro contribui para o refino microestrutural (VANAT, 2012; KIM et al., 2009; KIM et al., 2007), para o aumento da resistência mecânica (HATTORI e ISHIKURA, 2010; BREGLIOZZI et al, 2005; YOSHIDA et al., 2005; KWOK et al., 1998) e ainda sugere que boro possa contribuir para a transformação martensítica pela redução da força motriz (LUO et al. 2010) e energia de falha de empilhamento (YOSHIDA et al., 2005). Adições de pequenos teores de boro em aços inoxidáveis foram positivas no aumento da resistência à cavitação (KIM *et al.*, 2007) e à abrasão (KIM *et al.*, 2009).

## 4. MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo, a fim de alcançar os objetivos propostos no trabalho, serão apresentados os procedimentos de preparação, caracterização e avaliação de desempenho dos revestimentos processados com misturas mecânicas de pós elementares e com pós atomizados.

As ligas estudadas neste trabalho estão sendo desenvolvidas nos Institutos Lactec em projeto financiado pela Companhia Paranaense de Energia Elétrica<sup>1</sup>. Portanto, a fim de preservar o direito de propriedade intelectual, a composição química da liga será omitida.

A Figura 4.1 mostra o fluxograma dos materiais e métodos utilizados. Misturas mecânicas de pós elementares com 0%, x%, 2,5x% e 5x% B e pós atomizados com x% e 2,5x% B foram depositados por PTA e caracterizados quanto à condição inicial e quanto à resistência à cavitação. Misturas mecânicas e pós atomizados com x% e 2,5x% B foram caracterizados quanto à resistência à oxidação por análise termogravimétrica.

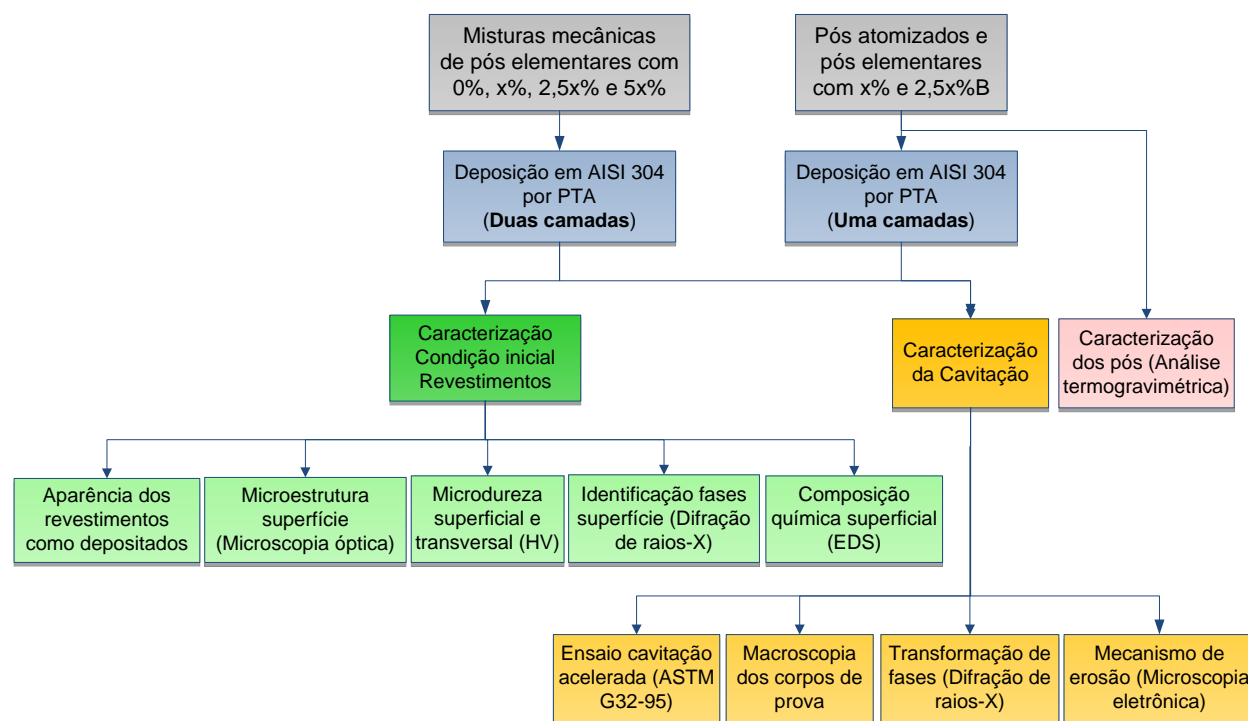


Figura 4.1 – Fluxograma dos materiais e métodos utilizados

<sup>1</sup> Projeto: “Desenvolvimento de ligas resistentes à cavitação e novos procedimentos de reparo de trincas e regiões cavitadas de rotores de aço ASTM A743 CA6NM, para deposição por soldagem a plasma e MIG e aspersão térmica”

#### **4.1. IDENTIFICAÇÃO DAS AMOSTRAS E CORPOS DE PROVA**

---

A identificação das amostras e corpos de prova dos revestimentos processados com misturas mecânicas e com pós atomizadas será pela proporção de boro de cada revestimento (0%, x%, 2,5x% e 5x%), pelo número de camadas do revestimento (1C ou 2C), pela identificação de corpos de prova oriundos de um mesmo revestimento (a, b, ou c) e precedidos do prefixo da sigla AT, quando se tratar de revestimento processado com pós atomizado.

#### **4.2. PREPARAÇÃO DOS PÓS ATOMIZADOS E DAS MISTURAS MECÂNICAS**

---

As misturas mecânicas foram elaboradas a partir da mistura de pós elementares de Fe, Cr e boretos de ferro com outros pós pré-misturados de Fe-Cr-N, Fe-Mn e Fe-Si, também triturados. Os pós foram peneirados na granulometria de 180  $\mu\text{m}$  e misturados em misturador do tipo Y a baixa rotação por 30 min. Esse método de mistura não promove a homogeneização da composição química, permanecendo cada partícula com a composição do pó de origem. Após isso, as misturas foram aquecidas a temperaturas superiores a 100°C para garantir sua secagem. Os pós foram armazenados em recipientes plásticos fechados e mantidos em estufa a 50°C até a deposição.

Ligas com x% e 2,5x% B foram atomizadas no Instituto Clausthal-Zellerfeld Zentrum für Funktions Werkstoffe (ZFW), foram peneiradas entre granulometrias de 63 a 180  $\mu\text{m}$  e foram mantidas em estufa a 110°C até a deposição.

#### **4.3. ANÁLISE TERMOGRAVIMÉTRICA**

---

A fim de comparar o comportamento dos pós atomizados com o das misturas mecânicas sob oxidação em altas temperaturas, ambos os pós com x% e 2,5x% B foram submetidos à análise termogravimétrica no equipamento SDT 2960, no laboratório multiusuário da Universidade Estadual de Ponta Grossa. As análises foram feitas a partir da temperatura ambiente até 1200°C com uma taxa de aquecimento e resfriamento de 10°C/min e em atmosfera de ar sintético. A análise revela quais os pós são mais estáveis durante a deposição e tender a sofrer menores variações composicionais.

#### 4.4. PROCEDIMENTOS DE DEPOSIÇÃO

O processo escolhido para deposição dos revestimentos foi o plasma a arco transferido-PTA, pela maior facilidade na formulação da liga com a utilização de metal de adição em pó.

Os revestimentos de pós atomizados e dos pós misturados mecanicamente foram depositados em substrato de aço inoxidável austenítico AISI 304 de dimensões 102 x 50 x 13 mm. Foram feitos depósitos com uma e duas camadas de revestimento a fim de minimizar o efeito da diluição.

Para a deposição dos pós misturados mecanicamente foi utilizada a bancada de PTA do Laboratório de Desenvolvimento e Caracterização de Revestimentos e Soldagem (REVSOLDA) do Instituto de Tecnologia para o Desenvolvimento (LACTEC), Figura 4.2. Para a deposição das ligas atomizadas foi utilizada a bancada PTA do laboratório de Materiais e Tratamentos Superficiais (LaMaTS) do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Paraná (UFPR), Figura 4.3.

Os parâmetros de deposição dos pós misturados mecanicamente variaram conforme indicado na Tabela 4.1. Os demais parâmetros apresentados na Tabela 4.2 permaneceram constantes em todas as deposições na bancada PTA do laboratório REVSOLDA. Os parâmetros de deposição das ligas atomizadas estão indicados na Tabela 4.3 e os demais parâmetros mantidos constantes nas deposições na bancada PTA do laboratório LaMaTS estão na Tabela 4.4.

Tabela 4.1 - Parâmetros para as deposições dos pós misturados mecanicamente

Parâmetros mistura mecânica	Taxa de alimentação (kg/h)	Corrente (A)	Espaçamento entre cordões (mm)
0% B	1,5	180	7±1
x% B	1,5	180	7±1
2,5x% B	1,2	160	6±1
5x% B	1,2	160	7±1

Tabela 4.2 - Parâmetros constantes nas deposições dos pós misturados mecanicamente (REVSOLDA)

Eletrodo (W+2%ThO <sub>2</sub> )			Orifício constritor do bocal (mm)	Ângulo dos canais de alimentação (°)	Velocidade (cm/min)
Recuo(mm)	Afição (°)	Diâmetro (mm)			
1	≈30	4	3,2	70	10
Gás e vazão (l/min)			Distância tocha-peça (mm)	Temperatura de interpasse (°C)	
Plasma	Arraste	Proteção			
Argônio, 2	Argônio, 3,5	Argônio, 12	12	<200	

Tabela 4.3 - Parâmetros para deposições dos pós atomizados

Parâmetros pós atomizados	Taxa de alimentação (kg/h)	Corrente (A)	Espaçamento entre cordões (mm)
x% B	1,2	160	7±1
2,5x% B	1,2	160	7±1

Tabela 4.4 - Parâmetros constantes nas deposições dos pós atomizados (LaMaTS)

Eletrodo (W+2%ThO <sub>2</sub> )			Orifício constritor do bocal (mm)	Ângulo dos canais de alimentação (°)	Velocidade (cm/min)
Recuo(mm)	Afição (°)	Diâmetro (mm)			
3	≈60	4,8	4,5	45	10
Gás e vazão (l/min)			Distância tocha-peça (mm)	Temperatura de interpasse (°C)	
Plasma	Arraste	Proteção			
Argônio, 2	Argônio, 2	Argônio, 12	12	<200	





Figura 4.2 - Bancada de soldagem por PTA do laboratório REVSOLDA



Figura 4.3 - Bancada de soldagem por PTA do laboratório Engenharia de Superfícies

## 4.5. PREPARAÇÃO METALGRÁFICA

---

Corpos de prova depositados foram fresados e submetidos à preparação metalográfica. A preparação foi realizada no topo e na seção transversal de amostras para caracterização microestrutural e de microdureza, bem como no topo de corpos de prova para cavitação.

As superfícies foram lixadas em granulometrias de P220 a P1200 e posteriormente polidas com diamante 3  $\mu\text{m}$  e alumina 1  $\mu\text{m}$ .

## 4.6. AMOSTRAGEM DOS CORPOS DE PROVA PARA CAVITAÇÃO

---

O critério adotado para a extração do corpo de prova para cavitação foi a ausência de trincas e macro porosidades na superfície a ser cavitada. As Figuras 4.4 a 4.7 abaixo mostram as regiões dos revestimentos de onde foram extraídos os corpos de prova.

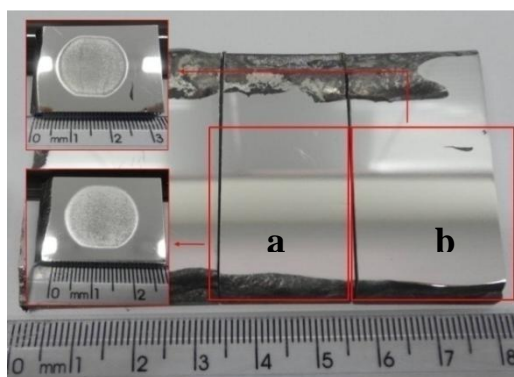


Figura 4.4 - Amostragem dos corpos de prova para cavitação dos revestimento processados com misturas mecânicas com 0% B duas camadas (à direita)

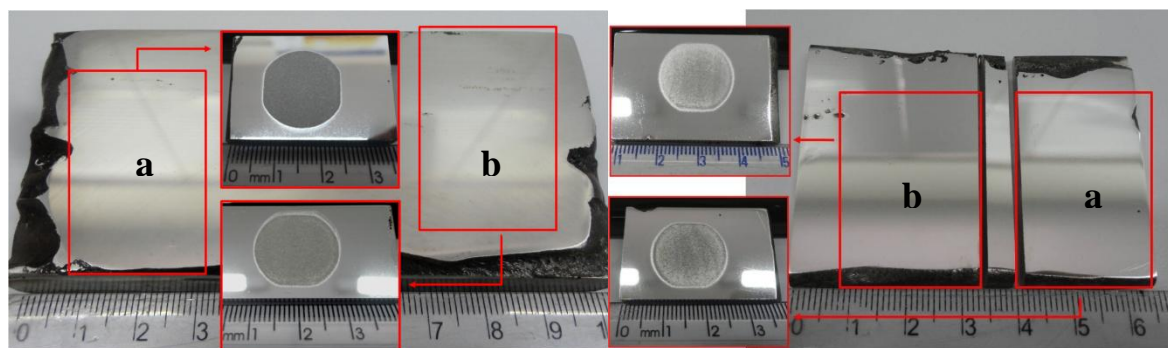


Figura 4.5 - Amostragem dos corpos de prova para cavitação dos revestimento processados com misturas mecânicas com x% B com uma (à direita) e duas camadas (à esquerda)

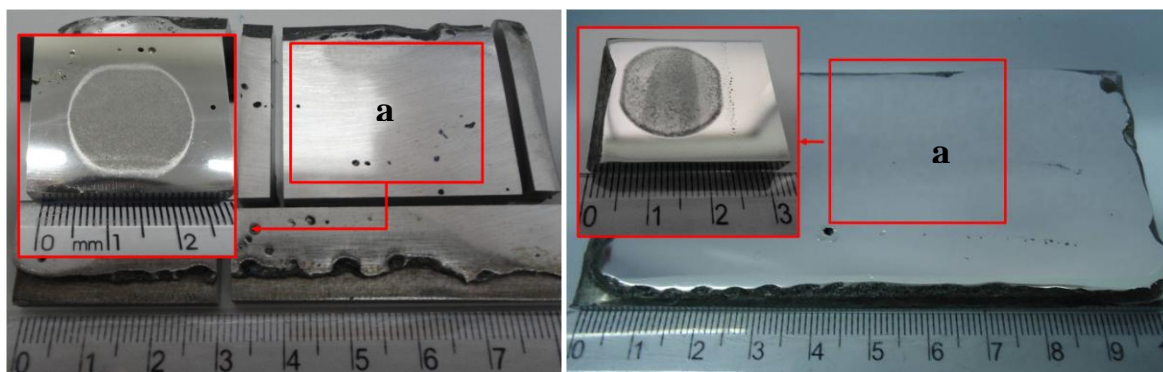


Figura 4.6 - Amostragem dos corpos de prova para cavitação dos revestimento processados com misturas mecânicas com 2,5x% B com uma (à direita) e duas camadas (à esquerda)

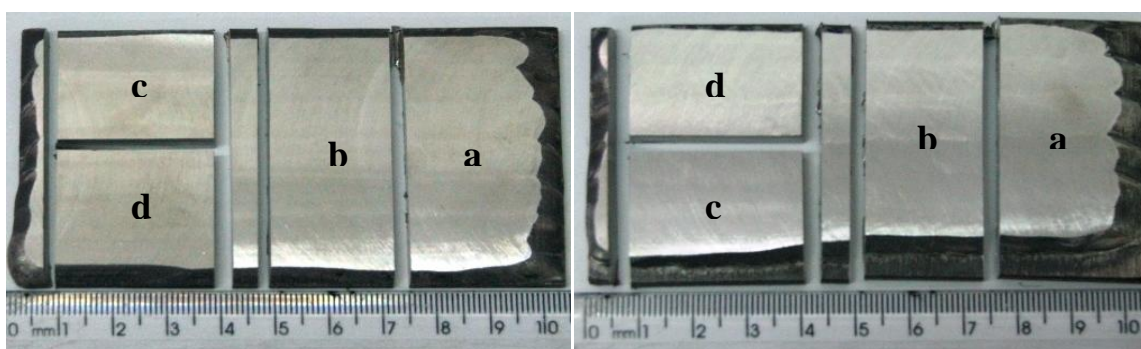


Figura 4.7 - Amostragem dos corpos de prova para cavitação dos revestimento processados com pós atomizados com x% B uma camada (à direita) e com 2,5x% B uma camada (à esquerda)

#### 4.7. COMPOSIÇÃO QUÍMICA

A medição da composição química na superfície dos revestimentos foi determinada pela técnica semi-quantitativa de Espectrometria de Energia Dispersiva de Raios-X (EDS) para os elementos Fe, Mn, Cr e Si. Como essa técnica não é recomendada para identificar e quantificar elementos presentes em teores menores que 1%, em massa, os elementos C, N e B não foram incluídos nas quantificações. Portanto, o aumento progressivo de boro nos revestimentos foi determinado com base em evidências microestruturais.

Para determinar a distribuição dos elementos, foram ainda levantados mapas de composição química dos revestimentos em microscópio eletrônico convencional, TESCAN VEGA 3 LMU, e em microscópio eletrônico de alta resolução, FEI Quanta 450 FEG.

#### **4.8. MICRODUREZA VICKERS**

---

A medição da microdureza Vickers foi feita na superfície e ao longo da seção transversal dos revestimentos polidos e atacados com reagente Villela por 10 s. A carga empregada nos ensaios foi de 300 g e ampliação da imagem para avaliação da indentação foi de 400 vezes.

#### **4.9. CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL**

---

A caracterização microestrutural foi feita na superfície e na seção transversal dos revestimentos polidos. Para revelar a microestrutura da superfície do revestimento foi realizado ataque químico por imersão em reativo Villela por 10 segundos. Para revelar estruturas de deformação na superfície dos revestimentos foi feito ataque com reagente Marble (1 a 3 segundos). A microestrutura de amostras submetida à microscopia quantitativa foi revelada por ataque químico por imersão em reagente  $1,2\%K_2S_2O_5 + 0,5\%NH_4HF_2 + 100$  ml de água destilada (GU, 1994) de 15 a 30 segundos.

A caracterização microestrutural dos revestimentos foi realizada em microscópio óptico OLYMPUS BX51M e software STREAM ESSENTIALS e em microscópios eletrônicos de varredura, JEOL JSM-6010LA e TESCAN VEGA 3 LMU.

#### **4.10. DIFRAÇÃO DE RAIOS-X**

---

A determinação das fases presentes na superfície dos revestimentos foi realizada antes do ensaio de cavitação para identificar a condição inicial do revestimento e após diferentes intervalos de cavitação, visando identificar possíveis transformações de fase induzidas pela cavitação.

Nos revestimentos processados com misturas mecânicas, as varreduras foram realizadas nas instalações do LACTEC e da UTFPR-PG entre os ângulos de 35 e 80°, com velocidade de 2° por minuto, passo de 0,02°, tensão de 40 kV, corrente de 30 mA e radiação de cobre  $K\alpha$ .

Nos revestimentos processados com pós atomizados, as varreduras foram realizadas no laboratório LORXI da UFPR, usando os mesmos parâmetros apresentados anteriormente. Para obter melhor contraste entre picos sobrepostos, uma varredura mais lenta entre 42,5 e 48°, com

velocidade de  $0,2^\circ$  por minuto e passo de  $0,01^\circ$  também foi realizada em diferentes intervalos de cavitação. Os valores de tensão e corrente foram mantidos.

Todas as análises foram realizadas com radiação de cobre  $K\alpha$ . Os equipamentos usados foram o PHILLIPS X'PERT-MPD (LACTEC), o SHIMADZU 6000 (UTFPR-PG) e o SHIMADZU 7000 (LORXI -UFPR).

#### **4.11. ENSAIO DE EROÇÃO POR CAVITAÇÃO**

---

Os ensaios de cavitação foram realizados no Instituto de Tecnologia para o Desenvolvimento (LACTEC) e no campus de ponta grossa da Universidade Tecnológica Federal do Paraná (UTFPR). Os equipamentos utilizados nos ensaios de erosão por cavitação no LACTEC foram o QSONICA SONICATOR ULTRASONIC PROCESSOR modelo Q700, gentilmente cedido pelo Laboratório de Aspersão Térmica e Soldagens Especiais – LABATS da Universidade Federal do Paraná, BANHO TERMOSTÁTICO DIGITAL MQBMP-01 da MICROQUÍMICA para controle da temperatura da água e a balança METTLER TOLEDO AL204 de precisão mínim de 0,1 mg, para a medição da variação da massa do corpo de prova ao longo do ensaio. Os equipamentos utilizados nos ensaios de erosão por cavitação na UTFPR-PG foram os mesmos utilizados no LACTEC exceto pela balança de precisão que é SHIMADZU AW220, também com precisão de 0,1mg.

Optou-se pelo teste de cavitação indireta pela maior facilidade no posicionamento do corpo de prova em relação ao sonotrodo (sem necessidade de usinar ponteiros da ligas para acoplar à ponta do sonotrodo). O ensaio foi realizado conforme parâmetros estabelecidos na norma ASTM G32-92. No teste, foi utilizada água deionizada mantida a  $25 \pm 2^\circ\text{C}$ , a profundidade de imersão da superfície ensaiada foi de 15 mm. A amplitude do deslocamento pico a pico foi mantida em 48  $\mu\text{m}$  e a distância do sonotrodo à superfície de teste foi mantida em  $500 \pm 10 \mu\text{m}$ . Como é esperado que as ligas estudadas tenham bom desempenho frente à cavitação, escolheu-se coletar os dados de perda de massa a cada duas horas até que se observasse o período onde a taxa erosiva fosse máxima.

A ponta de sacrifício usada tem o formato da Figura 4.8 em que um dos eixos mede 19 mm e o outro mede 17,5 mm, consequentemente a área cavitada foi de aproximadamente 275  $\text{mm}^2$ . A ponteira recomendada pela norma ASTM G32 possui 15,9 mm de diâmetro e área de



198,5 mm<sup>2</sup>. Como as áreas cavitadas com as duas ponteiros são diferentes os resultados de perda de massa não podem ser comparados diretamente. Assim, para facilitar a comparação, foram utilizadas a taxa de erosão máxima por área em  $\frac{mg}{h.cm^2}$ .

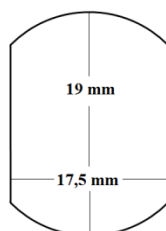


Figura 4.8 - Formato e dimensões da ponteira de sacrifício

As Figuras 4.9 e 4.10 mostram a bancada de ensaio de cavitação do Laboratório de Desenvolvimento e Caracterização de Revestimentos e Soldagem (REVSOLDA) e na bancada de ensaio de cavitação da Universidade Tecnológica Federal do Paraná, respectivamente.

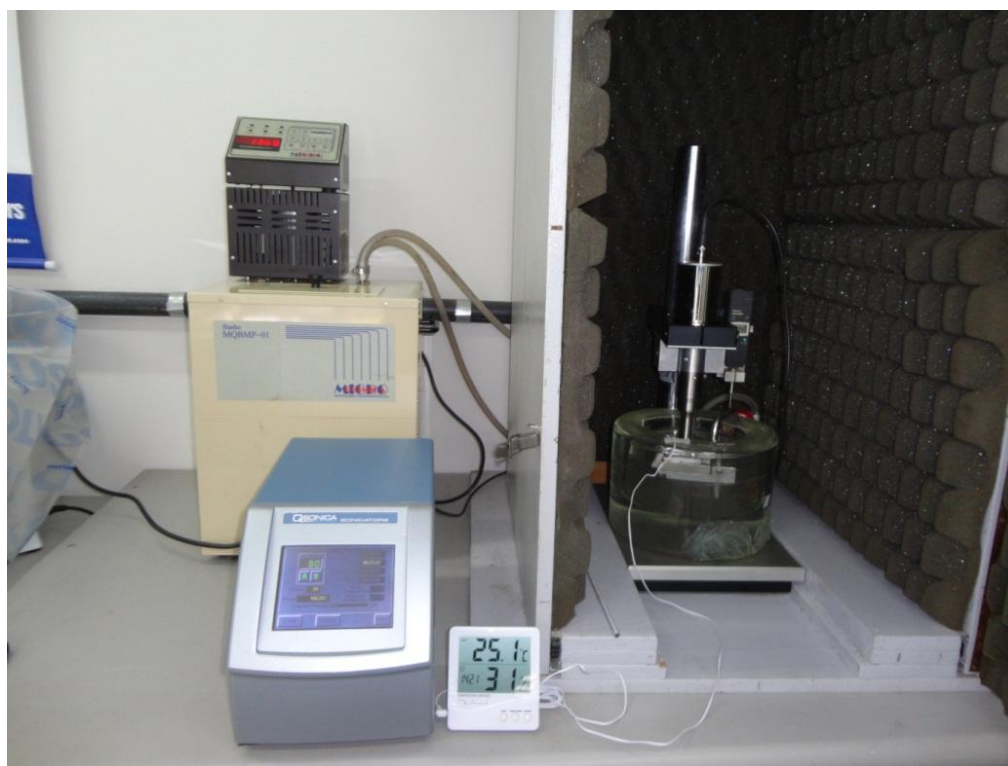


Figura 4.9 - Bancada de ensaio de cavitação do laboratório REVSOLDA e equipamento de cavitação do LABATS da Universidade Federal do Paraná



Figura 4.10 - Bancada de ensaio de cavitação da Universidade Tecnológica Federal do Paraná, campus Ponta Grossa

#### **4.12. MECANISMO DE EROSÃO**

---

Para a determinação do mecanismo de erosão por cavitação em cada revestimento, analisou-se a progressão da erosão nas bordas da região cavitada (da região não cavitada para a região cavitada). Essa análise foi realizada em microscópio eletrônico de varredura convencional, TESCAN VEGA 3 LMU, e microscópio eletrônico de alta resolução FEI Quanta 450 FEG.

## 5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

---

A apresentação da discussão e dos resultados obtidos sobre o efeito do boro na resistência à cavitação e sobre a viabilidade da composição Fe-Cr-Mn-Si-B está organizada em duas partes. A primeira parte descreve apenas os conhecimentos adquiridos com o estudo dos revestimentos processados com misturas mecânicas. A segunda parte trata do estudo comparativo do processamento, caracterização e desempenho dos revestimentos processados com ligas atomizadas e com misturas mecânicas de pós elementares. Esta seção também possui uma terceira parte, com considerações sobre um comportamento observado durante a pesquisa, que trata da influência do encruamento na resistência à cavitação.

### 5.1. ESTUDO DOS REVESTIMENTOS PROCESSADOS COM MISTURAS MECÂNICAS

---

A apresentação dos resultados e discussões sobre o estudo dos revestimentos processados com misturas mecânicas de pós elementares está dividida em três partes, conforme esquema da Figura 5.1. Inicialmente, será visto o efeito do boro na microestrutura, em seguida, o efeito do boro na resistência à cavitação e por último, uma breve discussão sobre a viabilidade da utilização dessa composição química em revestimentos resistentes à cavitação.

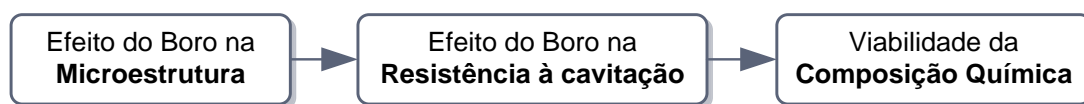


Figura 5.1 – Esquema de apresentação dos resultados do estudo dos revestimentos processados com misturas mecânicas

#### 5.1.1. EFEITO DO BORO NA MICROESTRUTURA

---

Esta seção se propõe a detalhar a microestrutura dos revestimentos processados com misturas mecânicas enfatizando a influência dos diferentes teores de boro na morfologia das dendritas, na quantidade de eutético, nas fases formadas e na microdureza dos revestimentos.

A composição química dos revestimentos foi determinada por espectroscopia por energia dispersiva (EDS). Então, devido à limitação da técnica, os elementos boro, carbono e nitrogênio,



em teores menores do que 1%, não puderam ser quantificados. Portanto, a determinação dos diferentes teores de boro dos revestimentos foi feita de maneira indireta, com base em evidências microestruturais.

A fim de minimizar a diluição e maximizar a resistência à cavitação, os revestimentos com 0%, x%, 2,5x% e 5x% B foram depositados com duas camadas. Revestimentos com uma camada (com x% e 2,5x% B) foram depositados como parâmetro de controle da efetividade do método no aumento da resistência à cavitação. Os revestimentos com uma e duas camadas apresentaram composição química, microestrutura, fases presentes e microdureza semelhantes, Apêndice A. Assim, para a análise do efeito do boro na microestrutura serão apresentados apenas os resultados de caracterização dos revestimentos com duas camadas.

As Figuras 5.2 e 5.3 mostram a microestrutura, observada em microscópio ótico, da superfície usinada dos revestimentos de duas camadas com 0% e x% B e 2,5x% e 5x% B, respectivamente. Comparando-se os revestimentos com 0% e x% B, Figura 5.2, observa-se que a adição de boro gera dois efeitos microestruturais: o crescimento de braços dendríticos secundários e o aumento da quantidade de eutético. Comparando-se ainda a microestrutura do revestimento com 2,5x% e 5x% B, Figura 5.3, percebe-se que o aumento progressivo do teor de boro favorece o refino dendrítico e o aumento da quantidade de eutético.

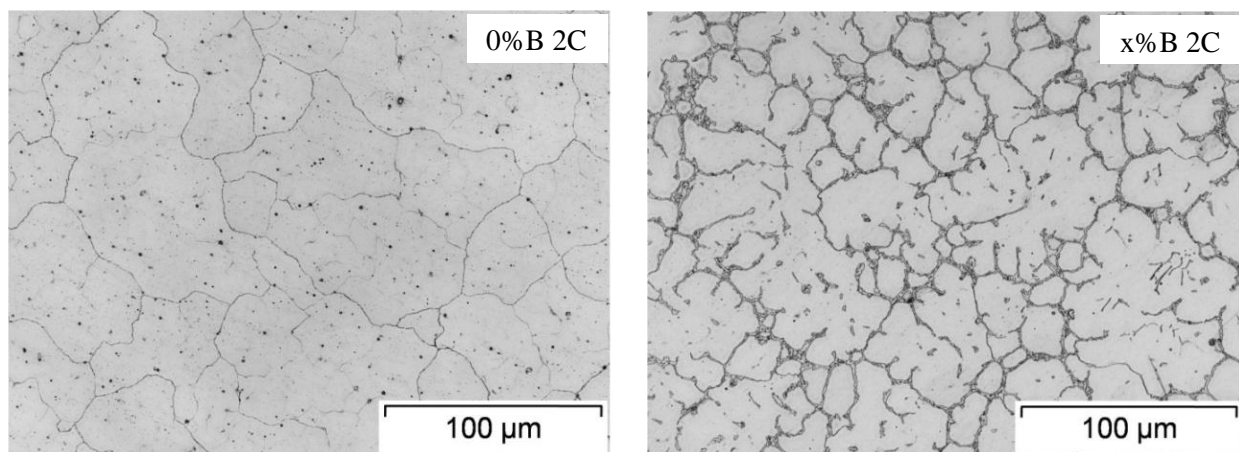


Figura 5.2 – Microestrutura na superfície dos revestimentos com 0% e x% B (duas camadas) mostrando a influência do boro no crescimento de braços dendríticos secundários e no aumento da quantidade de eutético (reagente Vilella)

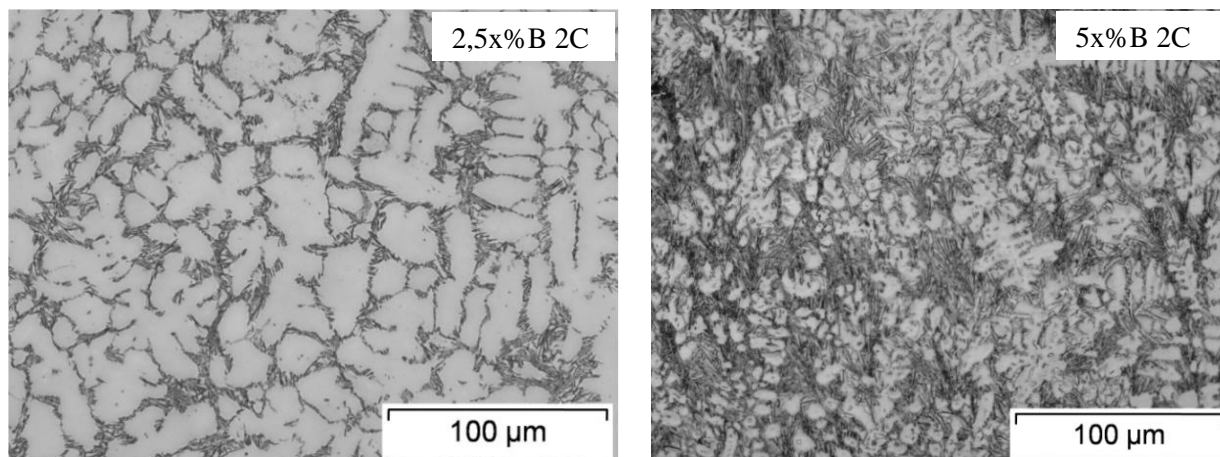


Figura 5.3 – Microestrutura na superfície dos revestimentos com 2,5x% e 5x% B (duas camadas) mostrando a influência do boro no refino dendrítico e no aumento da quantidade de eutético (reagente Vilella)

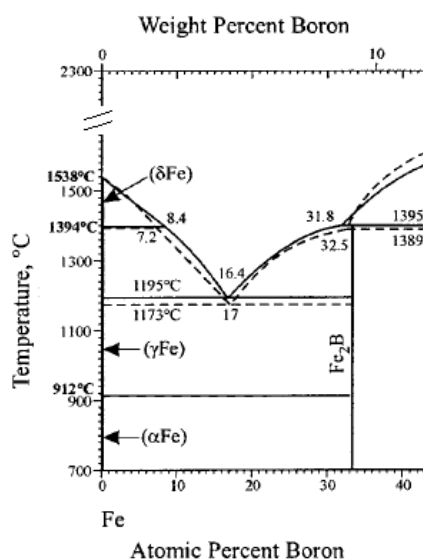


Figura 5.4 – Diagrama Fe-B mostrando que a adição progressiva de baixos teores de boro deslocam o sistema para composições mais próximas do ponto eutético (Adaptado de OKAMOTO, 2004)

Como mostrado na seção do diagrama Fe-B da Figura 5.4, adições progressivas de pequenos teores de boro tendem a deslocar o sistema para composições mais próximas do ponto eutético, formando maior volume desse microconstituente.

As técnicas utilizadas para a identificação das fases formadas foram a difração de raios-X (DRX) e o mapeamento da composição química por espectroscopia em energia dispersiva de raios-X (EDS), em microscópio eletrônico de varredura (MEV) convencional e de alta resolução.

O mapeamento da composição química em MEV convencional revelou que, nos revestimentos com boro, há segregação de cromo para o eutético (Figuras 5.5 e 5.6), enquanto que, no revestimento sem boro (Figura 5.7), o cromo permanece em solução sólida.

O mapeamento da composição química dos revestimentos com boro com maiores ampliações mostrou que o cromo está combinado com o boro em uma das fases do eutético. Apesar do sinal dos elementos carbono, nitrogênio e boro ter menor intensidade (elementos em baixo percentual na liga e sinal de raios-X de baixa energia), também foi possível observar sua distribuição, Figuras 5.8 e 5.9. O mapeamento em alta resolução do revestimento sem boro não apresentou indícios de segregação do cromo para o contorno de grão, Figura 5.10.

O ensaio de difração de raios-X dos revestimentos com boro acusou a presença de duas fases, a austenita e a fase  $\text{Fe}_{1,1}\text{Cr}_{0,9}\text{B}_{0,9}$ . Esses resultados estão coerentes com os mapas de composição química que indicavam a presença de fase rica em cromo e boro.

Como ambas as fases difratam com bastante intensidade em torno de  $43,2^\circ$  a  $43,4^\circ$ , o pico observado nesta angulação pode ter a contribuição das duas fases. No difratograma do revestimento com 5x% B os picos da fase  $\text{Fe}_{1,1}\text{Cr}_{0,9}\text{B}_{0,9}$  tem maior intensidade e são nitidamente identificados, Figura 5.11. À medida que se reduz o percentual de boro no revestimento, a intensidade dos picos diminui progressivamente ao nível do ruído, como se podem observar pelas Figuras 5.11 e 5.12. O difratograma do revestimento com 0% B indica apenas a presença da austenita.

### **QUANTIDADE DE $\text{Fe}_{1,1}\text{Cr}_{0,9}\text{B}_{0,9}$**

O percentual da fase  $\text{Fe}_{1,1}\text{Cr}_{0,9}\text{B}_{0,9}$  foi determinado em microscópio óptico por microscopia quantitativa. O reagente usado foi o  $1,2\%\text{K}_2\text{S}_2\text{O}_5 + 0,5\%\text{NH}_4\text{HF}_2 + 100\text{ ml}$  de água destilada desenvolvido por Qing Gu, em 1994. O detalhamento desta análise se encontra no Apêndice B, juntamente com a análise da variância dos percentuais médios encontrados e com o teste de Tukey

A Figura 5.13 mostra o percentual da fase  $\text{Fe}_{1.1}\text{Cr}_{0.9}\text{B}_{0.9}$  nos revestimentos com boro, de duas camadas. Podemos observar que o percentual da fase  $\text{Fe}_{1.1}\text{Cr}_{0.9}\text{B}_{0.9}$ , constituinte do eutético, aumenta com o teor de boro. A análise da variância mostra que o percentual de  $\text{Fe}_{1.1}\text{Cr}_{0.9}\text{B}_{0.9}$  dos revestimentos com x%, 2,5x% e 5x% B são significativamente diferentes entre si. Esse resultado confirma a observação microestrutural qualitativa do aumento da quantidade de eutético com o aumento do teor de boro.

O aumento da fase rica em boro apresentou relação direta com a microdureza média da seção transversal dos revestimentos, Figura 5.14. O Apêndice C apresenta com detalhes o procedimento para a determinação dessa microdureza.

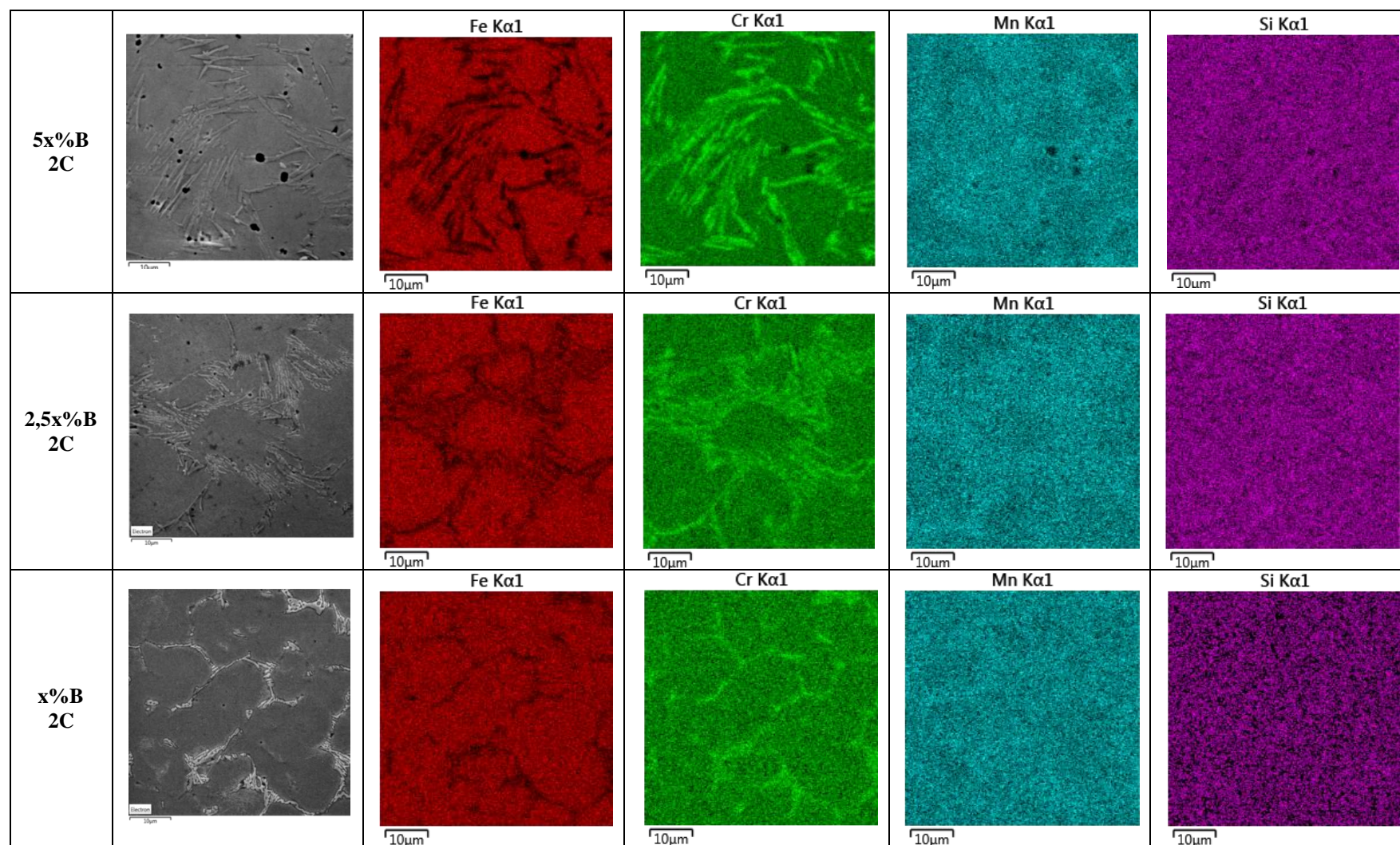


Figura 5.5 – Mapa de composição química dos revestimentos de duas camadas com 5x%, 2,5x% e x% B indicando segregação do cromo para o eutético. Ampliação de 2500X em MEV convencional



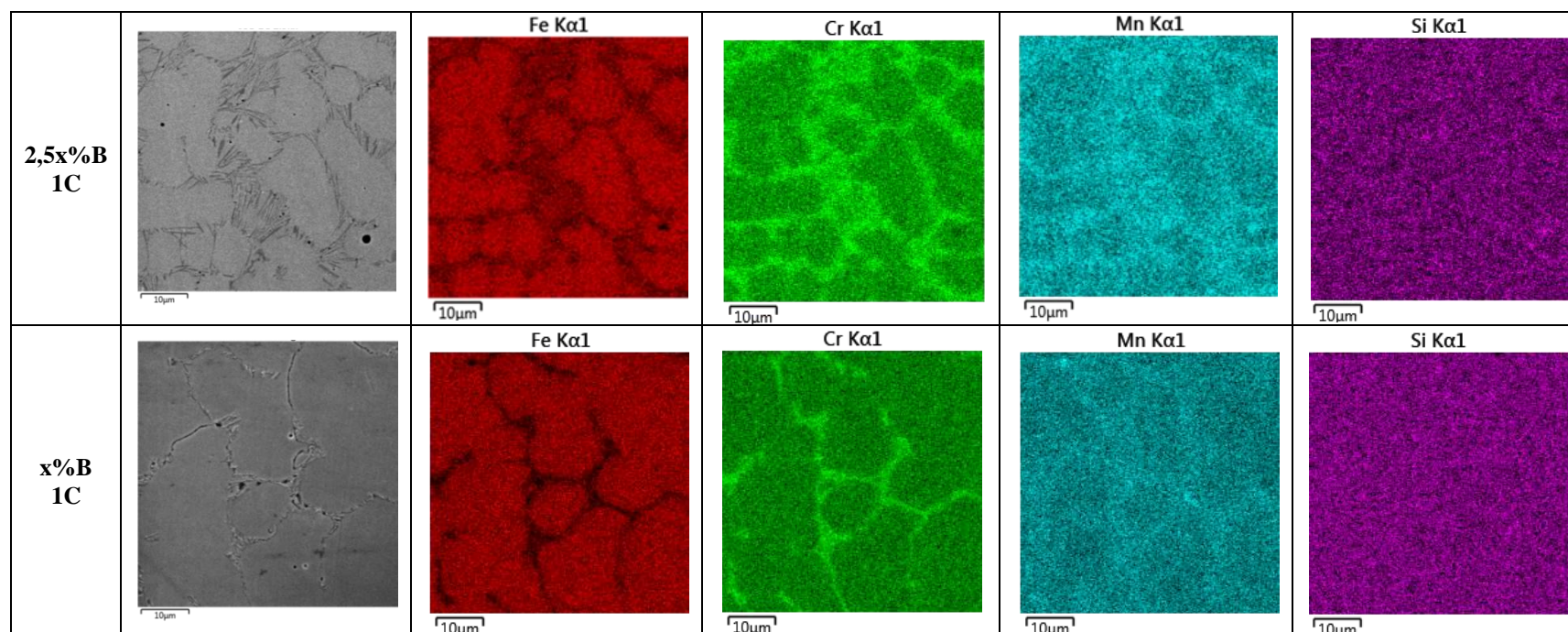


Figura 5.6 – Mapa de composição química dos revestimentos de uma camada com 2,5x% e x% B indicando segregação do cromo para o eutético. Ampliação de 2500X em MEV convencional

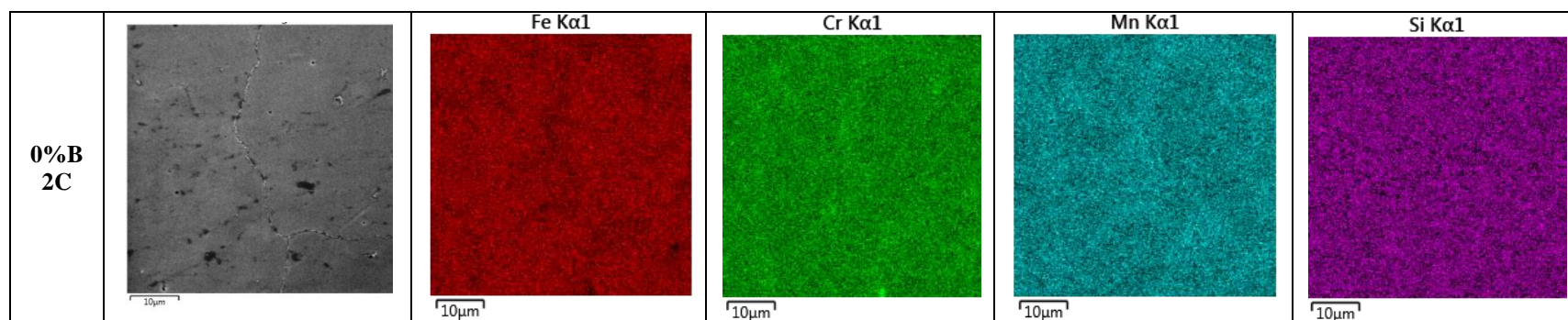


Figura 5.7 – Mapa de composição química do revestimento de duas camadas com 0% B indicando ausência de segregação do elementos para o contorno de grão. Ampliação de 2500X em MEV convencional



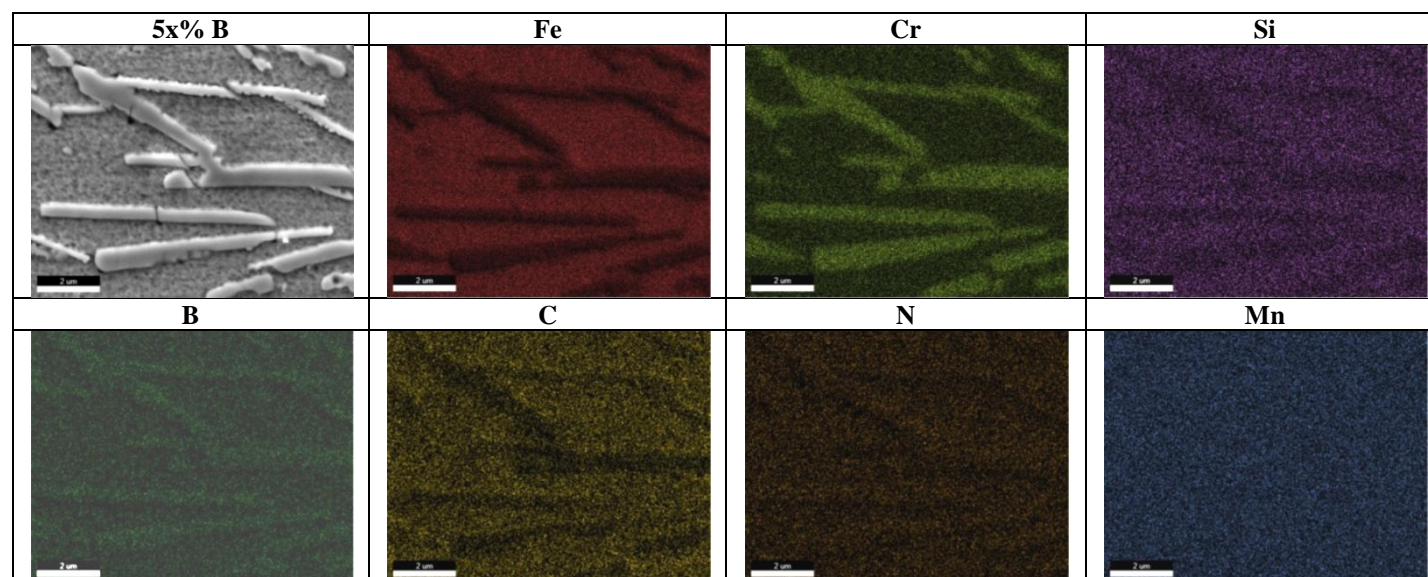


Figura 5.8 – Mapa de composição química do revestimento de duas camadas com 5x% B indicando presença de fase rica em cromo e boro. Ampliação de 20.000X em MEV de alta resolução

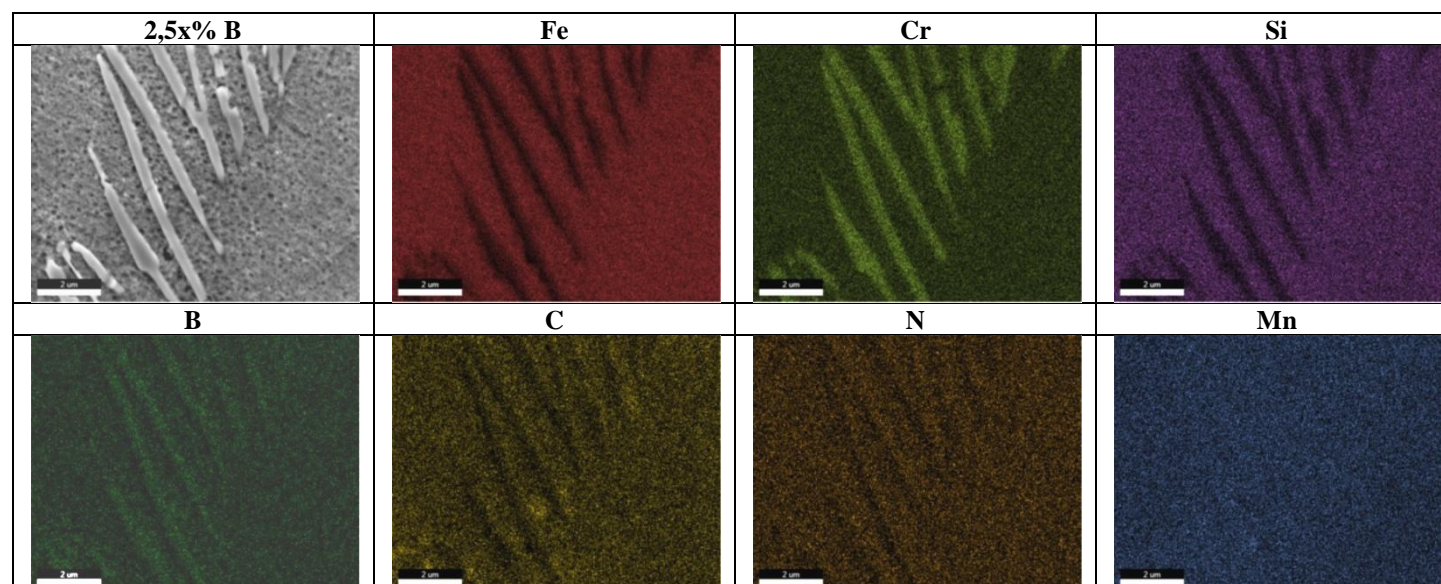


Figura 5.9 – Mapa de composição química do revestimento de duas camadas com 2,5x% B indicando presença de fase rica em cromo e boro. Ampliação de 20.000X em MEV de alta resolução

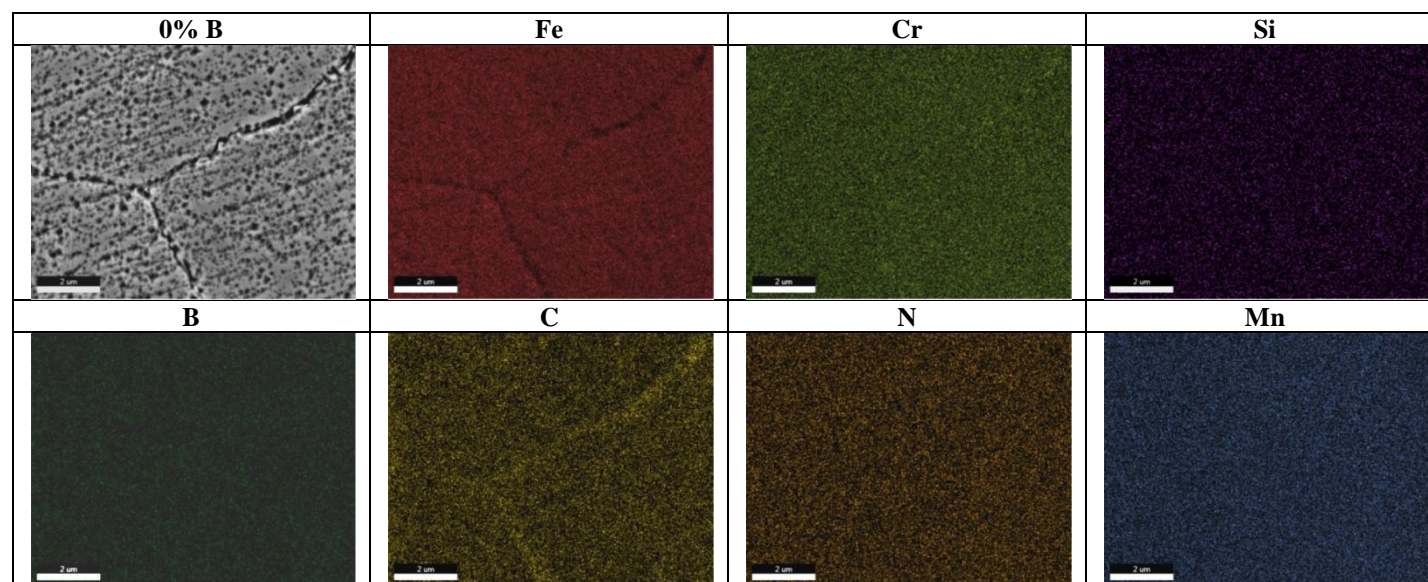


Figura 5.10 – Mapa de composição química do revestimento de duas camadas com 0% B sem evidências de segregação do cromo para os contornos de grão. Ampliação de 20.000X em MEV de alta resolução



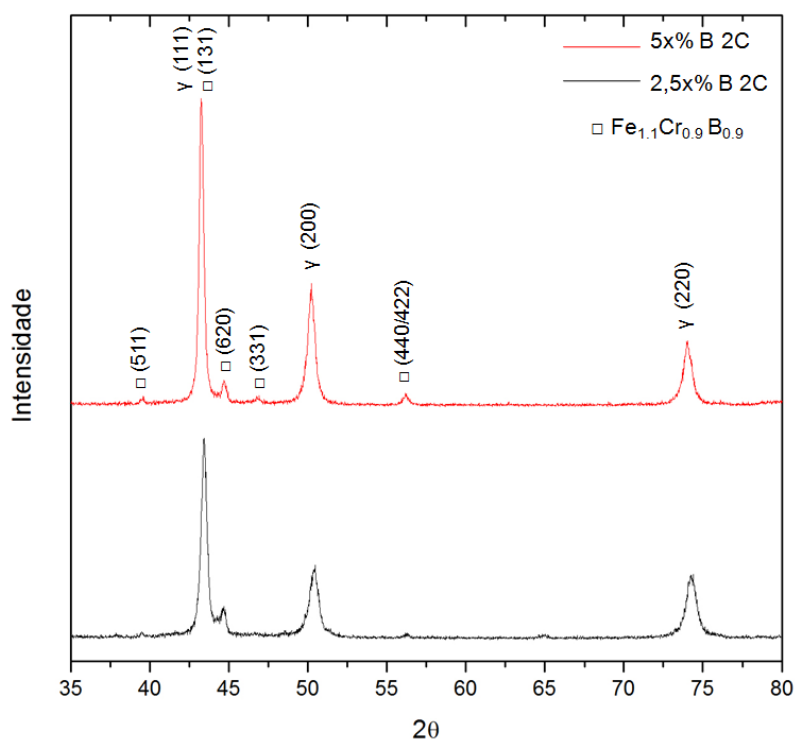


Figura 5.11 – Difratoograma dos revestimentos com 5x% e 2,5x% B (duas camadas) indicando presença das fases austenita e  $\text{Fe}_{1.1}\text{Cr}_{0.9}\text{B}_{0.9}$

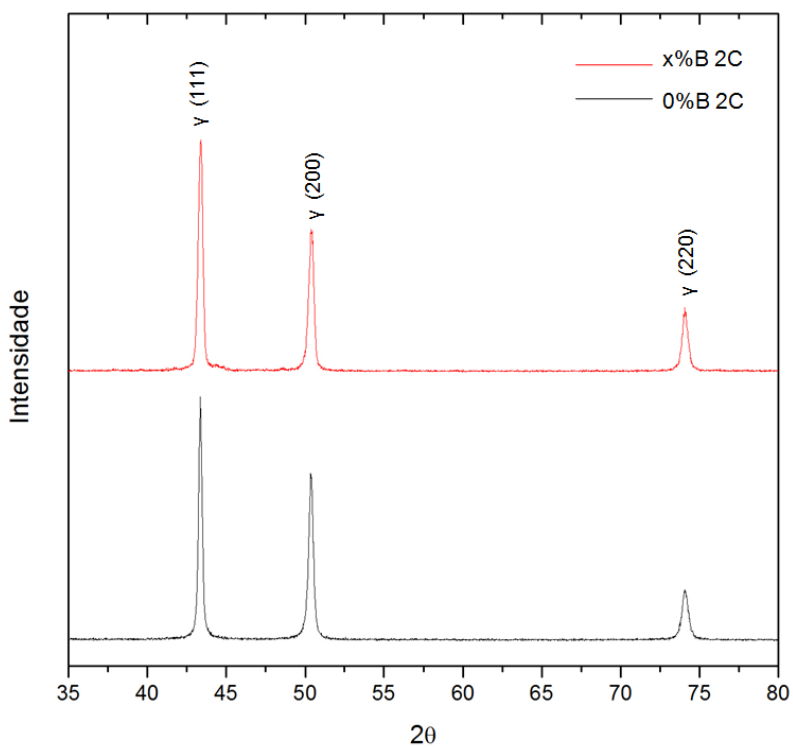


Figura 5.12 – Difratoograma dos revestimentos com x% e 0% B (duas camadas) indicando presença de austenita

A comparação entre as microdurezas médias pela análise da variância e pelo teste de Tukey (Apêndice C) permite afirmar com 95% de confiabilidade que as microdurezas médias dos revestimentos com 0%, x%, 2,5x% e 5x% B são significativamente diferentes entre si.

Portanto, o aumento da microdureza média dos revestimentos com o aumento do teor de boro reforça os efeitos microestruturais do boro de refino dendrítico, de aumento da quantidade de  $\text{Fe}_{1.1}\text{Cr}_{0.9}\text{B}_{0.9}$  e, por extensão, da quantidade de eutético

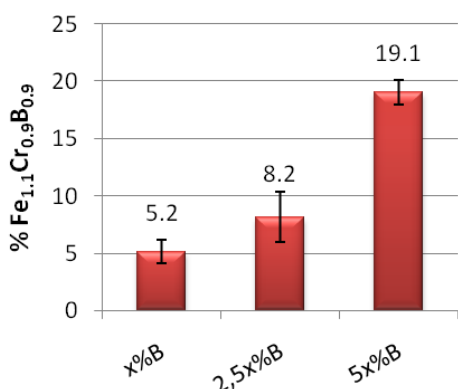


Figura 5.13 – Percentual da fase  $\text{Fe}_{1.1}\text{Cr}_{0.9}\text{B}_{0.9}$  em função da quantidade de boro dos revestimentos

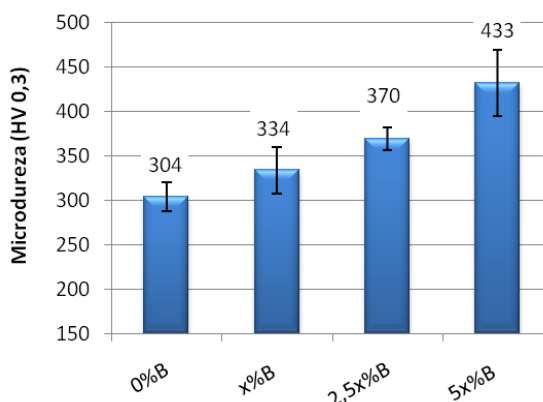


Figura 5.14 – Aumento da microdureza média da seção transversal dos revestimentos com o aumento do teor de B

### 5.1.2. EFEITO DO BORO NA RESISTÊNCIA À CAVITAÇÃO DOS REVESTIMENTOS PROCESSADOS COM MISTURAS MECÂNICAS

Esta seção se propõe a discutir o efeito direto ou indireto do boro na resistência à cavitação dos revestimentos processados com misturas mecânica de pós elementares com 0%, x%, 2,5x% e 5x%B. Para tanto, são avaliadas as relações entre o teor de boro dos revestimentos e o período de incubação, taxa de erosão máxima e mecanismos de erosão.

#### 5.1.2.1. PERÍODO DE INCUBAÇÃO

A macroscopia dos corpos de prova submetidos ao ensaio de cavitação acelerada conforme norma ASTM G32 se encontra no Apêndice D.

O período de incubação nominal (determinado pela intercessão do prolongamento da linha de máxima taxa erosiva com o eixo do tempo de cavitação) e a taxa de erosão máxima dos corpos de prova foram determinados conforme norma ASTM G 32-10 e estão organizados na Tabela 5.1. As curvas características de perda de massa acumulada em função do tempo de cavitação são apresentadas na Figura 5.15 e estão na mesma escala para facilitar a comparação entre os resultados.

Corpos de prova com duas camadas de revestimentos parecem não apresentar desempenho diferenciado dos corpos de prova com uma camada de revestimentos em função da redução da diluição, Apêndice A. Não se observou uma tendência nítida de melhor ou pior desempenho dos revestimentos com duas camadas. Posto isso, na sistematização dos resultados obtidos no ensaio de cavitação (para avaliação do efeito do teor de boro na resistência à cavitação), será assumida a hipótese de que os corpos de prova com duas camadas de revestimento não tiveram desempenho significativamente diferente dos corpos de prova de uma camada.

Ensaio de difração de raios-X realizados em diferentes intervalos de cavitação são apresentados na Figura 5.16. Os difratogramas mostraram que os revestimentos não tiveram transformação de fase induzida pela cavitação durante o período de incubação. Dessa forma, a incubação foi promovida apenas pelo acúmulo de deformação plástica e tensões internas sob a superfície cavitada. Como o mecanismo de absorção de energia durante a incubação foi o mesmo para todos os revestimentos, aplicou-se a análise de variância para comparar o período de incubação médio dos revestimentos com diferentes teores de boro.

A Tabela 5.2 apresenta a estatística descritiva dos dados e a Tabela 5.3 mostra o quadro para a análise de variância. Os resultados indicam com 95% de confiabilidade que os períodos de incubação dos revestimentos com 0%, x%, 2,5x% e 5x% B não são significativamente diferentes entre si. Portanto, o teor de boro nos revestimentos não influencia o período de incubação.

Tabela 5.1 – Período de incubação nominal e taxa de erosão máxima dos revestimentos processados com misturas mecânicas de pós elementares

Corpo de prova	Período de incubação nominal (h)	Taxa de erosão máxima por área ( $\text{mg.h}^{-1}.\text{cm}^{-2}$ )
0% B 2C a	10,8	0,27
0% B 2C b	7,1	0,37
x% B 1C a	8,2	0,30
x% B 1C b	9,3	0,22
x% B 2C a	7,2	0,33
x% B 2C b	6,8	0,29
2,5x% B 1C	7,7	0,25
2,5x% B 2C	10,0	0,28
5x% B 2C a	8,0	0,20
5x% B 2C b	7,2	0,17

Tabela 5.2 – Estatística descritiva dos períodos de incubação dos revestimentos com 0%, x%, 2,5x% e 5x% B

	Sample Size	Mean	Standard Deviation	SE of Mean
0% B	2	8.9	2.6	1.9
x% B	4	7.9	1.1	0.6
2,5x% B	2	8.8	1.6	1.1
5x% B	2	7.6	0.6	0.4

Tabela 5.3 – Quadro para a análise da variância dos períodos de incubação dos revestimentos com 0%, x%, 2,5x% e 5x% B

	DF	Sum of Squares	Mean Square	F Value	Prob>F
Model	3	3.10	1.03	0.46	0.72
Error	6	13.56	2.26		
Total	9	16.66			

Null Hypothesis: The means of all levels are equal

Alternative Hypothesis: The means of one or more levels are different

At the 0.05 level, the population means are not significantly different.

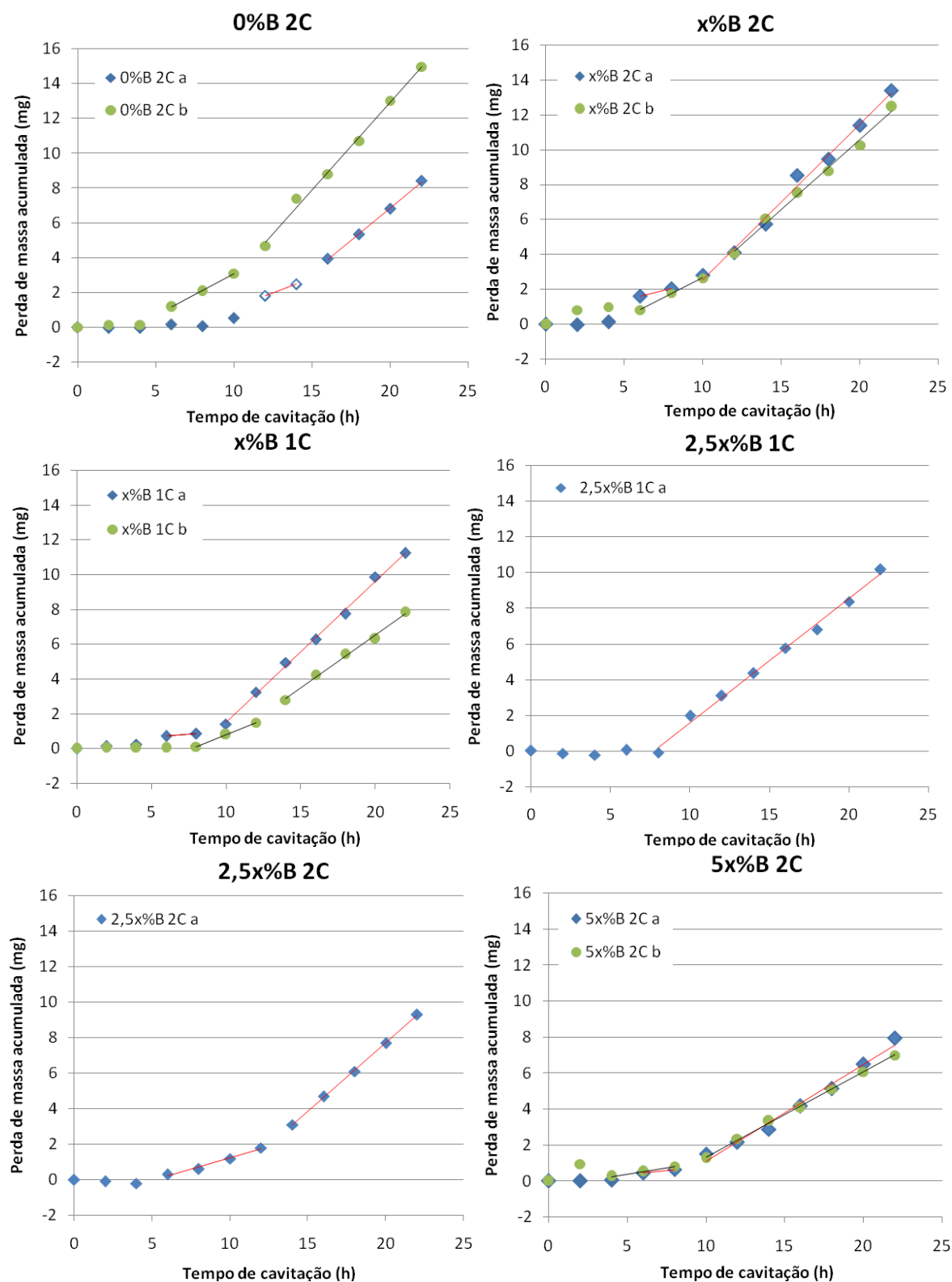


Figura 5.15 - Curvas características de perda de massa acumulada em função do tempo de cavitação. Redução da perda de massa acumulada com o aumento do teor de boro no revestimento

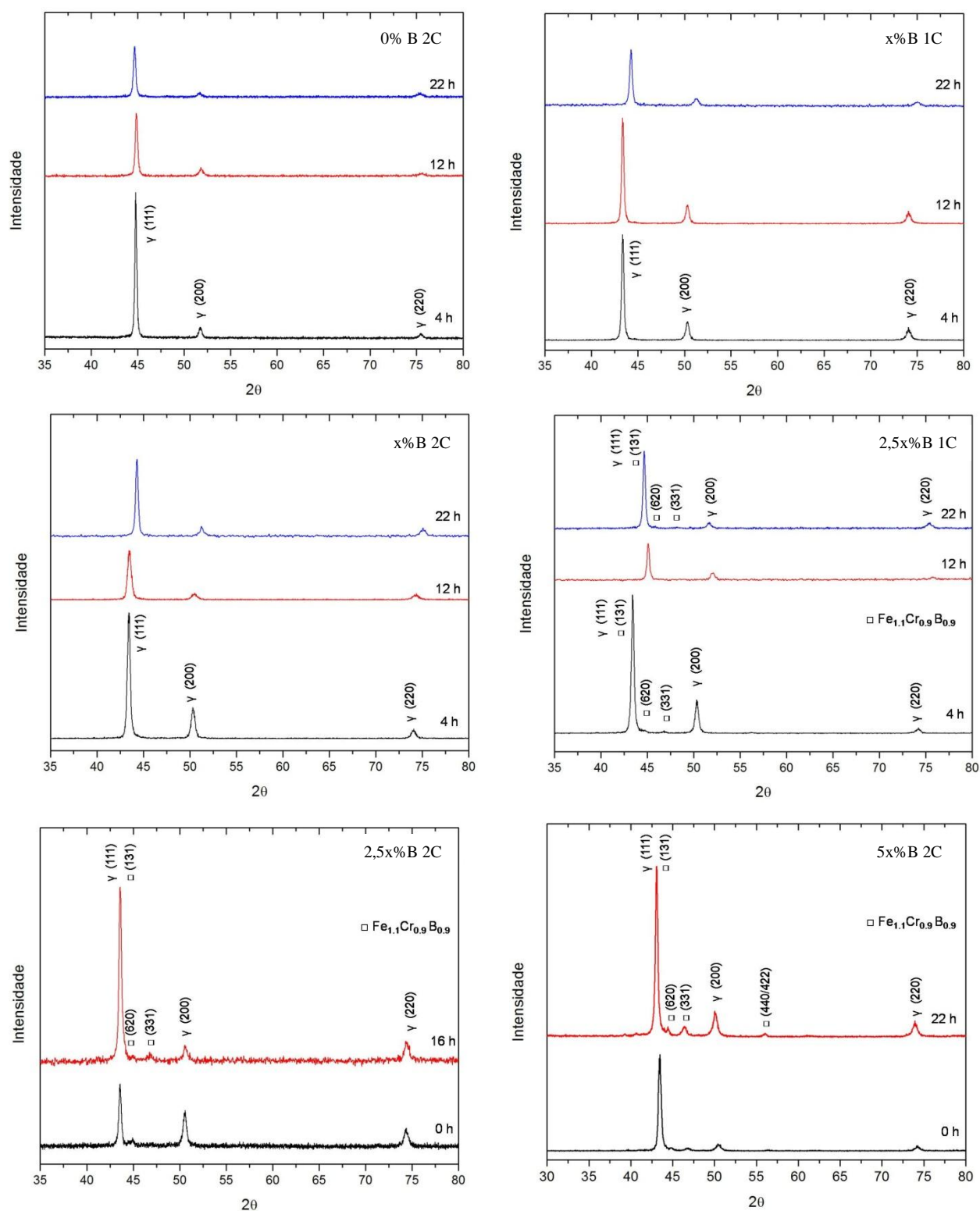


Figura 5.16 – Difractogramas dos revestimentos em diferentes intervalos de cavitação acusando apenas as fases austenita e  $\text{Fe}_{1.1}\text{Cr}_{0.9}\text{B}_{0.9}$

### 5.1.2.2. MECANISMO DE EROSÃO E A TAXA DE EROSÃO MÁXIMA

Para analisar o mecanismo de erosão, a superfície cavitada foi analisada em microscópio eletrônico de varredura (MEV). Imagens de um mesmo local foram capturadas com detectores diferentes (elétrons secundários e elétrons retro espalhados) e são apresentadas lado a lado. A apresentação de imagens de uma mesmo local, feitas com elétrons secundários (SE) e com elétrons retro espalhados (BSE), não é redundante, pois enquanto as imagens capturadas com detector SE dão maior contraste entre a região erodida e não erodida, as imagens com detector BSE dão maior contraste entre as dendritas e o eutético.

A análise do início da erosão nas superfícies cavitadas revelou que o mecanismo de erosão muda progressivamente com o aumento do teor de boro. No revestimento com 0%B, a erosão ocorre prioritariamente nas linhas de deslizamento, Figuras 5.17 e 5.18. No revestimento com x% B, a erosão ocorre simultaneamente tanto nas linhas de deslizamento (Figura 5.19) quanto no eutético (Figura 5.20). Nos revestimento com 2,5x% e 5x% B, a erosão ocorre exclusivamente junto ao eutético, Figura 5.21 a 5.23.

Não se trata da evolução de um mecanismo a outro em função do tempo, mas sim, da mudança no mecanismo de erosão em função da composição química.

Analizando-se a estatística descritiva da taxa de erosão máxima dos revestimentos, Tabela 5.4, observa-se que a mudança no mecanismo de erosão (das linhas de deslizamento para o eutético) com o aumento do teor de boro é acompanhada pela redução da taxa de erosão máxima dos revestimentos. A taxa de erosão máxima do revestimento com 5x% B é aproximadamente 40% menor que a taxa de erosão do revestimento sem boro.

A análise da variância para a comparação das médias não se aplica neste caso, pois a adição de boro altera o mecanismo de erosão dos revestimentos, invalidando a base de comparação.

Tabela 5.4 – Estatística descritiva das taxas de erosão máximas dos revestimentos com 0%, x%, 2,5x% e 5x% B

	Sample Size	Mean	Standard Deviation	SE of Mean
0% B	2	0.32	0.07	0.05
x% B	4	0.28	0.05	0.02
2,5x% B	2	0.27	0.02	0.02
5x% B	2	0.19	0.02	0.01

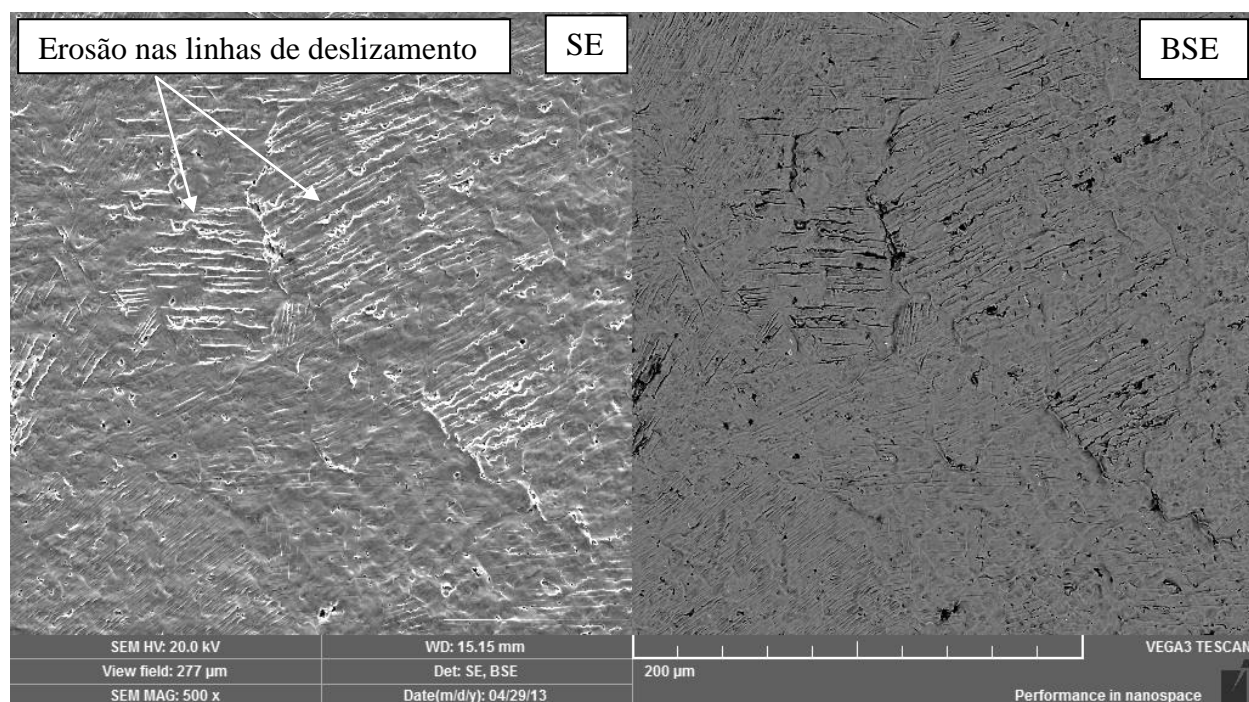


Figura 5.17 – Início da erosão nas linhas de deslizamento no revestimento com **0% B**. Imagem formada por elétrons secundários à esquerda e por elétrons retro espalhados à direita (500 X)

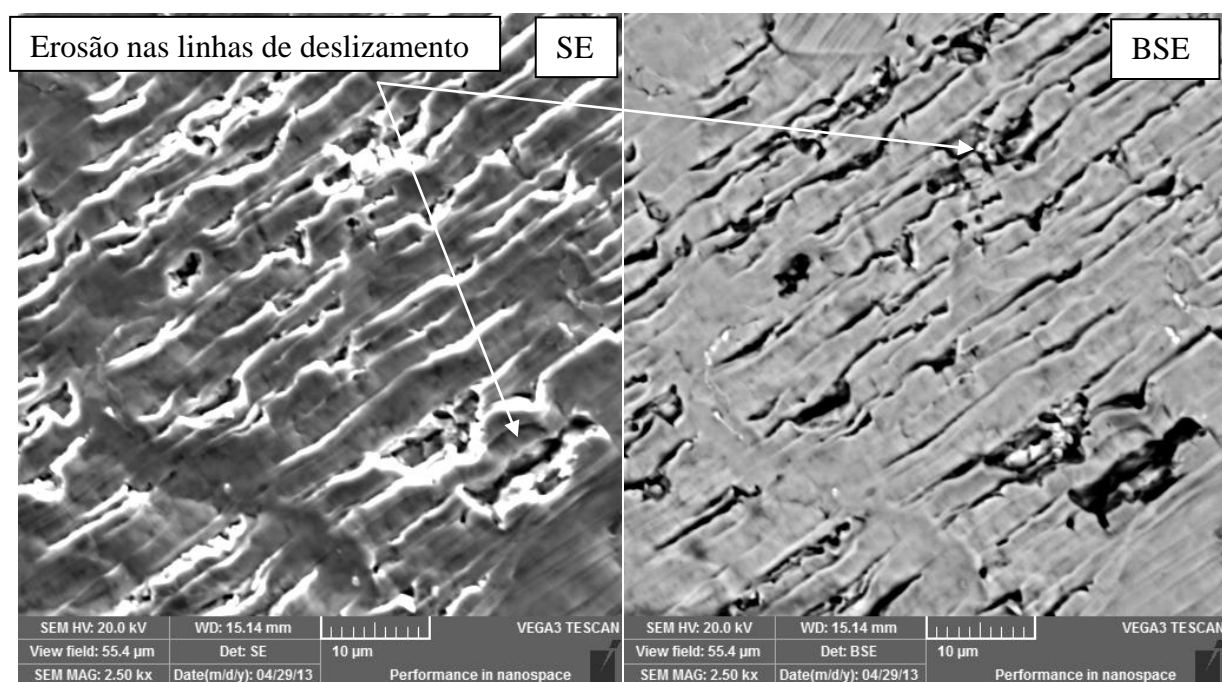


Figura 5.18 – Erosão nas linhas de deslizamento no revestimento com **0% B**. Imagem formada por elétrons secundários à esquerda e por elétrons retro espalhados à direita (2500 X)



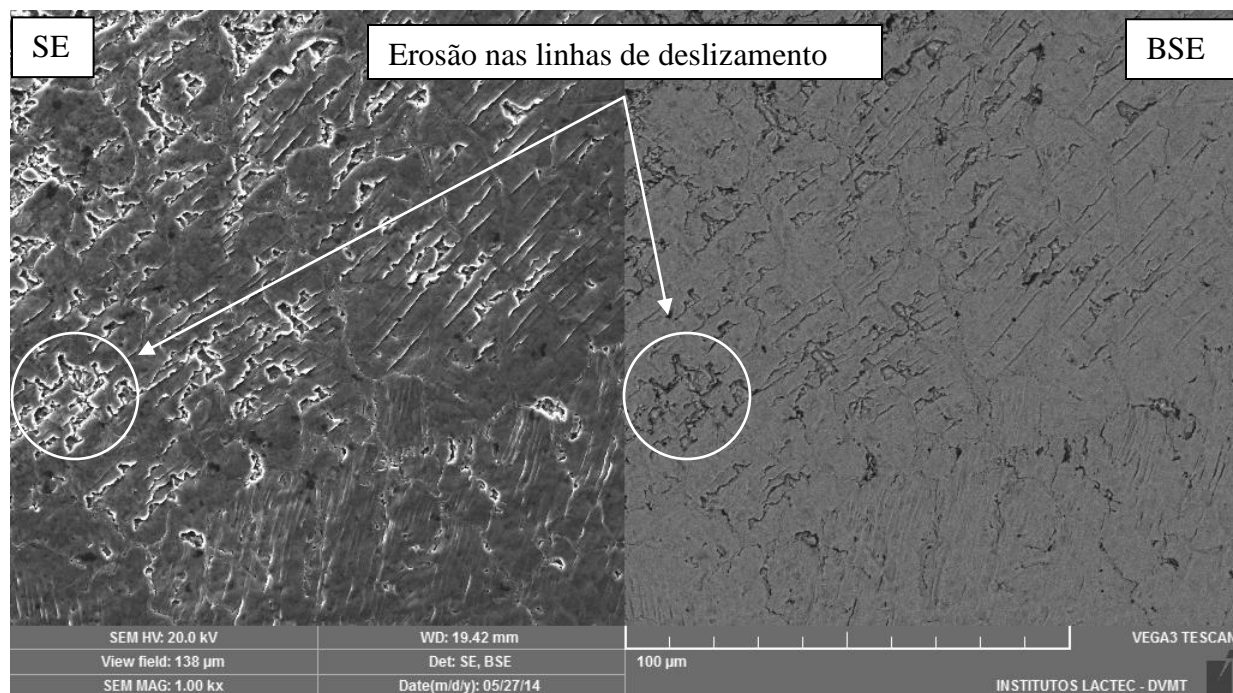


Figura 5.19 – Início da erosão nas linhas de deslizamento nos revestimentos com  $x\%$  B. Imagem formada por elétrons secundários à esquerda e por elétrons retroespalhados à direita (1000 X)

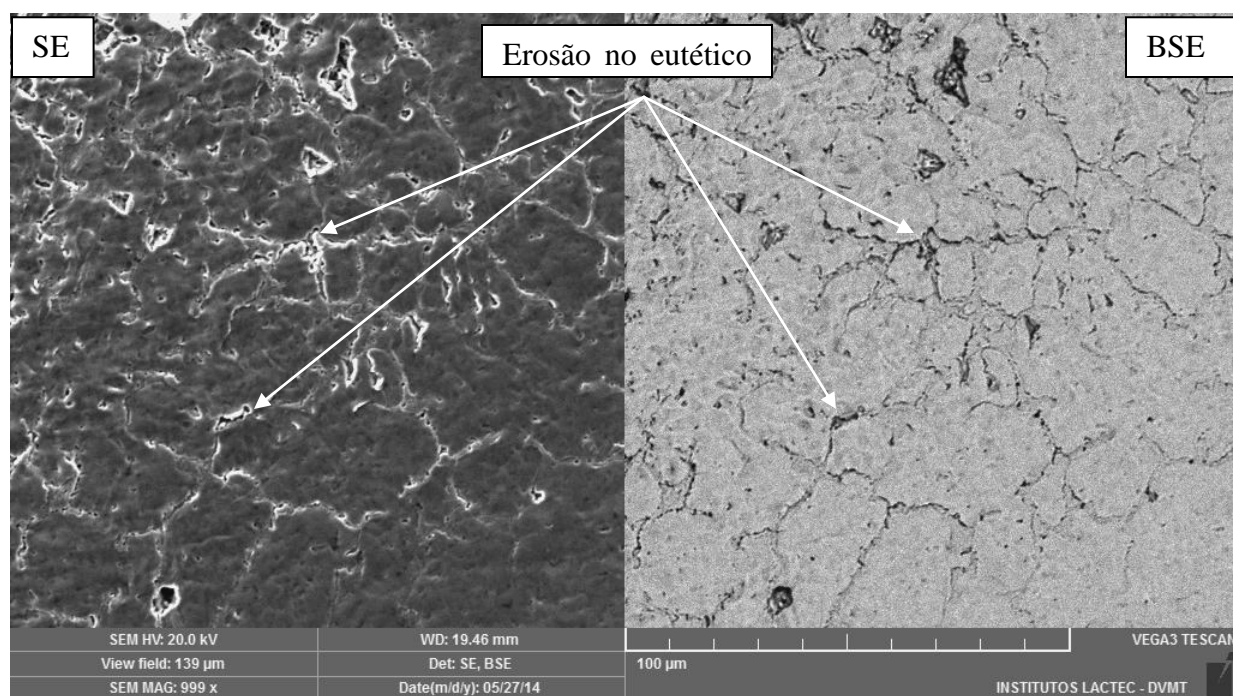


Figura 5.20 – Início da erosão no eutético nos revestimentos com  $x\%$  B. Imagem formada por elétrons secundários à esquerda e por elétrons retro espalhados à direita (1000 X)

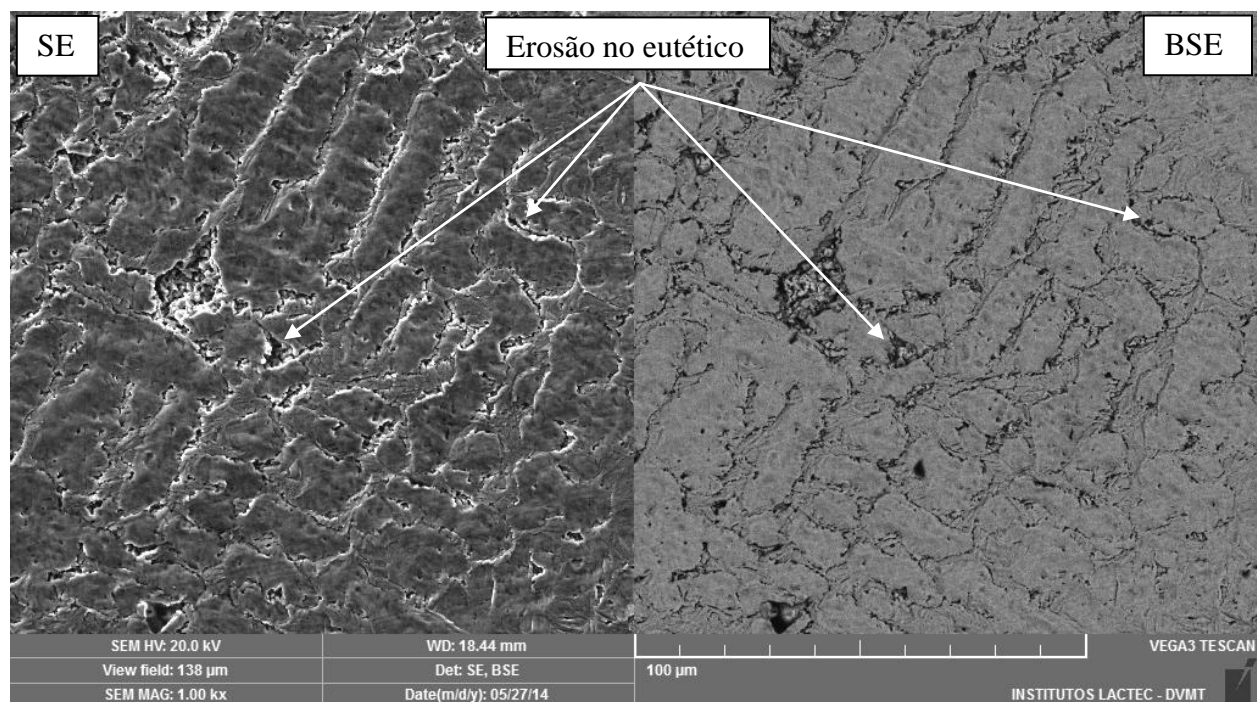


Figura 5.21 – Início da erosão no eutético nos revestimentos com **2,5x% B**. Imagem formada por elétrons secundários à esquerda e por elétrons retro espalhados à direita (1000 X)

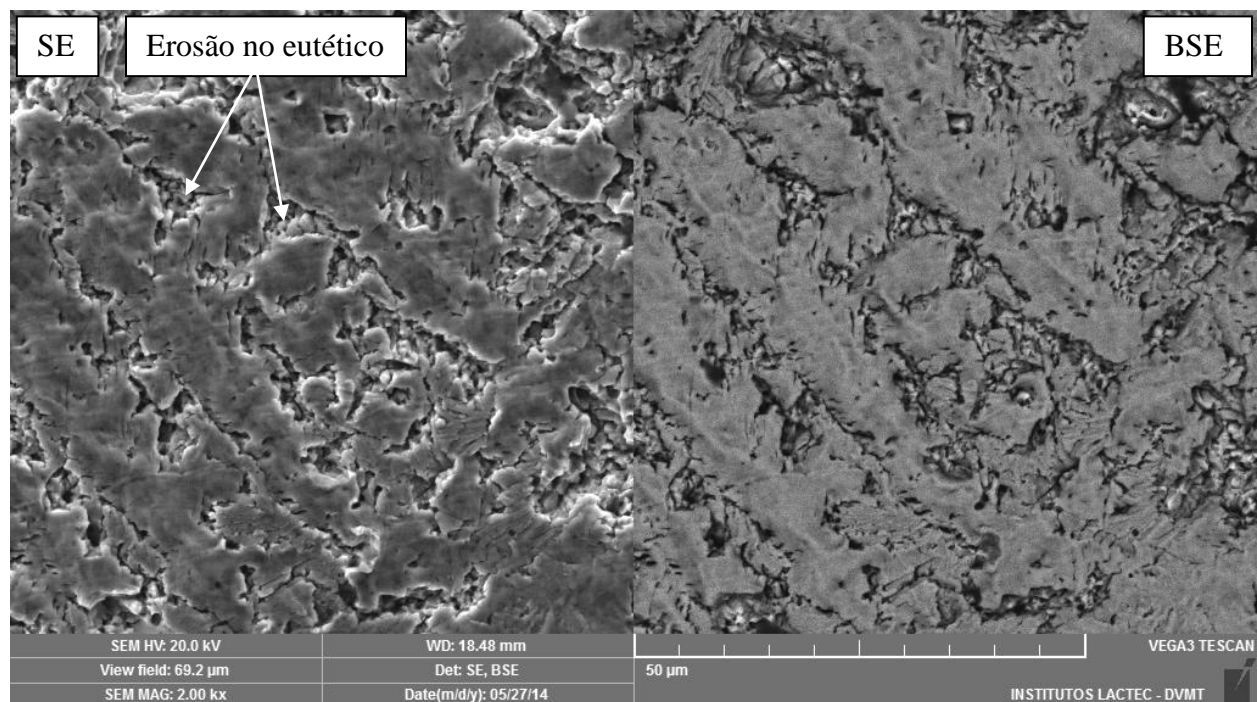


Figura 5.22 – Início da erosão no eutético nos revestimentos com **2,5x% B**. Imagem formada por elétrons secundários à esquerda e por elétrons retro espalhados à direita (2000 X)

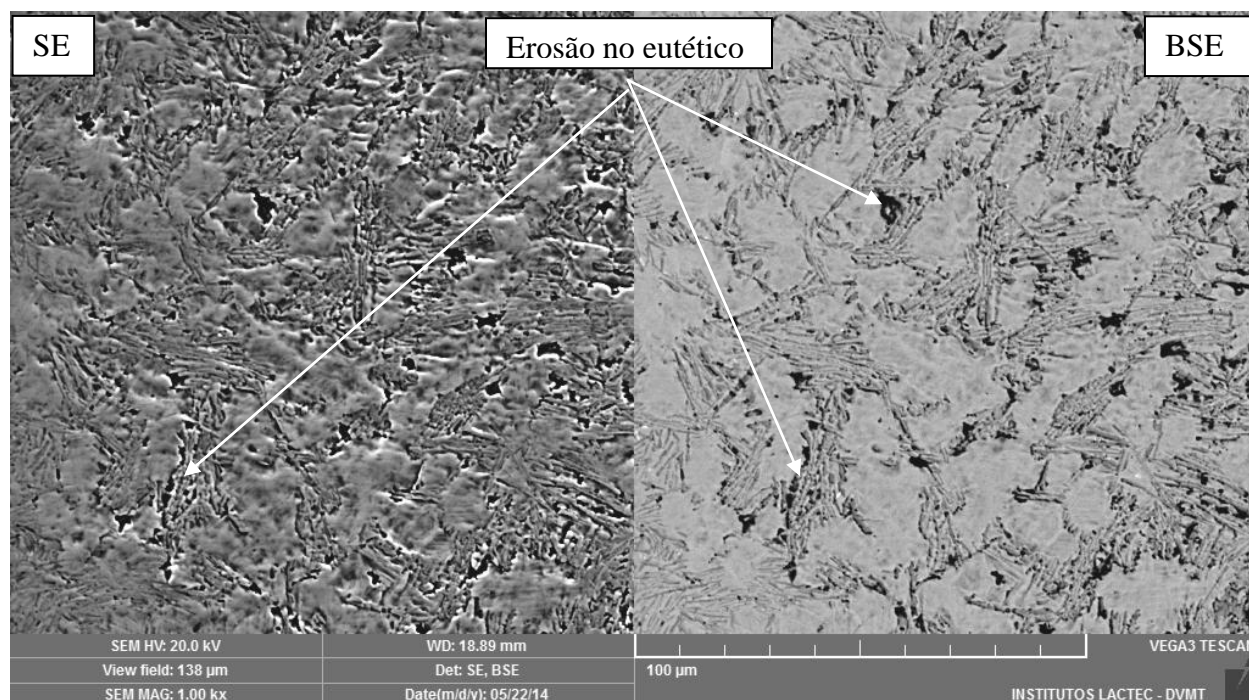


Figura 5.23 – Início da erosão no eutético no revestimento com **5x% B**. Imagem formada por elétrons secundários à esquerda e por elétrons retro espalhados à direita (1000 X)

A Figura 5.24 mostra imagens da interface entre um braço dendrítico e o eutético, por elétrons secundários e elétrons retro espalhados, respectivamente. A integridade das agulhas da fase  $\text{Fe}_{1.1}\text{Cr}_{0.9}\text{B}_{0.9}$  e os espaços erodidos entre elas sugerem que a erosão se inicia mais especificamente pela austenita do eutético. A fase rica em boro parece reforçar a austenita do eutético e contribuir para a redução da taxa de erosão de algumas formas: (a) atuando como barreira e retardando a propagação das trincas, (b) favorecendo o arrancamento de pequenas partículas de austenita e (c) estando ancorada aos braços dendríticos (lado esquerdo da dendrita da Figura 5.24). A Figura 5.25 mostra a interface da Figura 5.24 com maior ampliação, juntamente com a distribuição dos elementos ferro e cromo. Essa Figura ilustra o contraste entre a composição química das agulhas  $\text{Fe}_{1.1}\text{Cr}_{0.9}\text{B}_{0.9}$  e a austenita. A Figura 5.26 mostra com bastante clareza o início da erosão na austenita do eutético e a atuação da fase  $\text{Fe}_{1.1}\text{Cr}_{0.9}\text{B}_{0.9}$  como barreira ao arrancamento de grandes partículas de austenita.

Portanto, a redução progressiva na taxa de erosão dos revestimentos com o aumento do teor de boro se deve à mudança no mecanismo de erosão, em que a fase  $\text{Fe}_{1.1}\text{Cr}_{0.9}\text{B}_{0.9}$  minimiza a erosão na austenita do eutético.



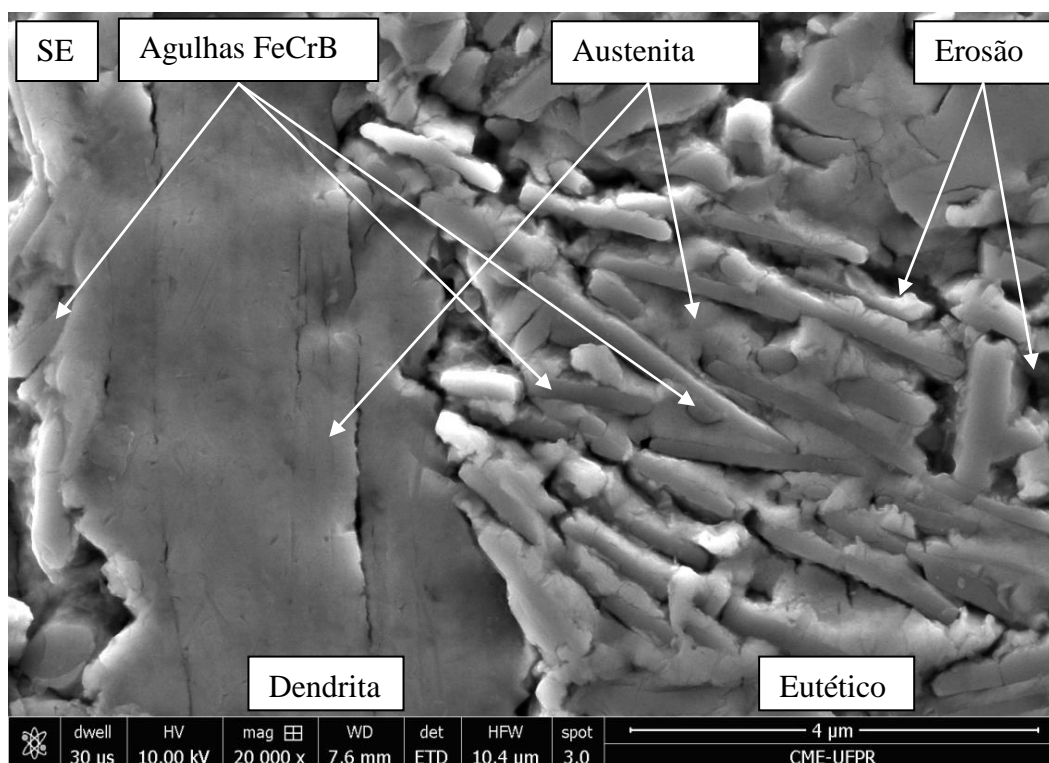


Figura 5.24 – Detalhes da erosão na interface entre um braço dendrítico e o eutético no revestimento com **5x% B**. Imagem formada por elétrons secundários (20 000X)

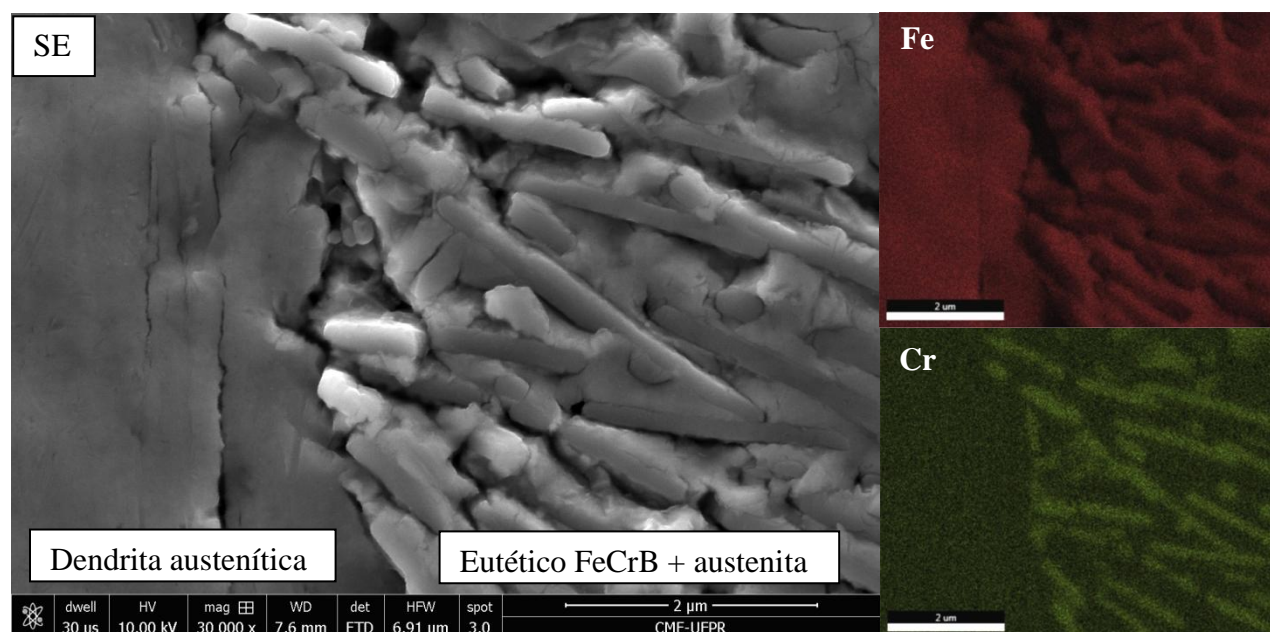


Figura 5.25 – Interface da Figura 5.24 com maior ampliação. Destaque para o contraste entre a composição química das agulhas  $\text{Fe}_{1.1}\text{Cr}_{0.9}\text{B}_{0.9}$  e a austenita

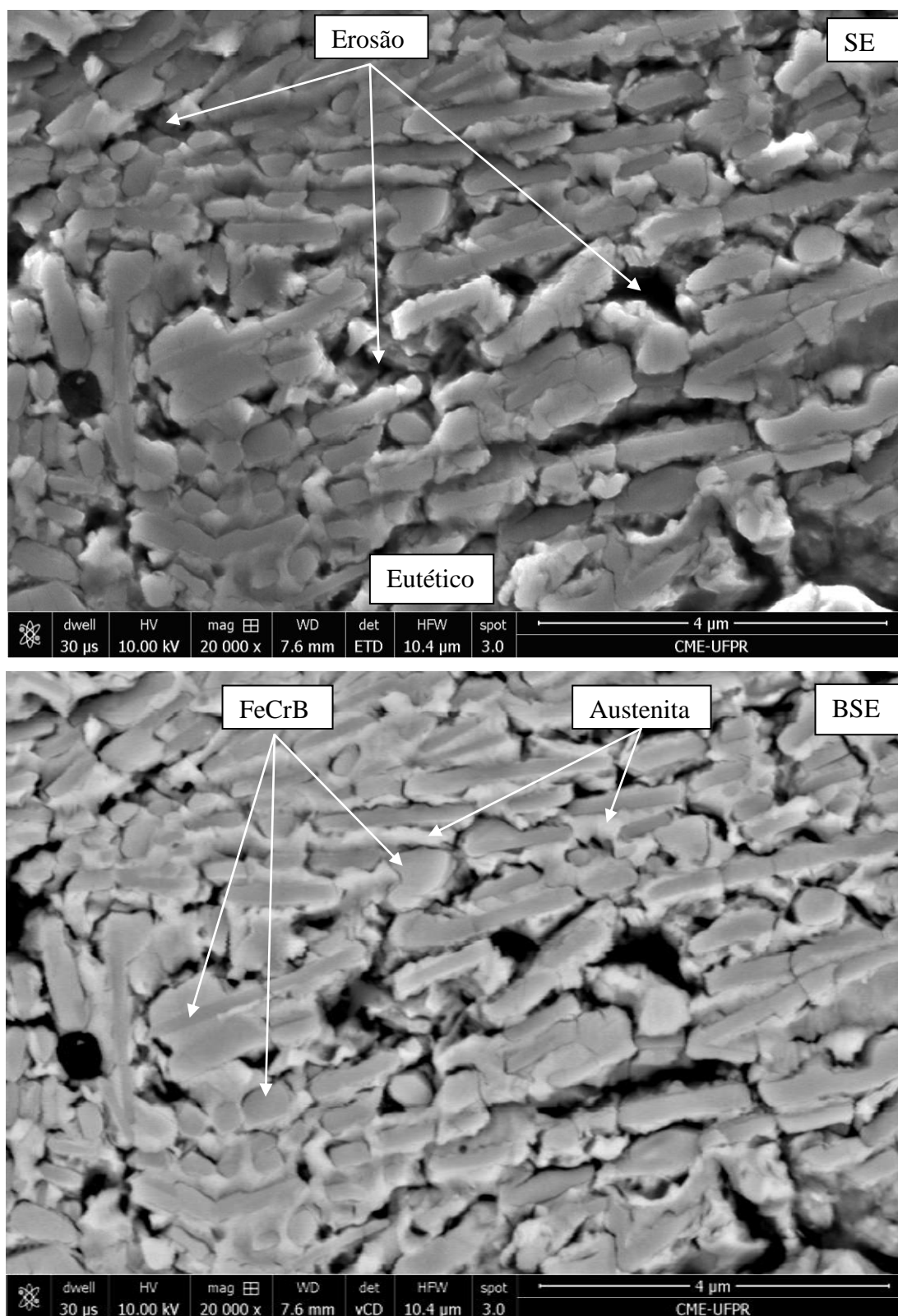


Figura 5.26 – Detalhes da erosão no eutético no revestimento com **5x% B**. Imagem formada por elétrons secundários (acima) e por elétrons retro espalhados com ampliação de 20 000 X (abaixo)

### 5.1.3. VIABILIDADE DAS LIGAS PROPOSTAS

O estudo dos revestimentos processados com misturas mecânicas mostrou o efeito benéfico do boro no desempenho de revestimentos frente à cavitação e foi uma ferramenta bem sucedida para o estudo da composição química da liga.

Os revestimentos com a composição Fe-Cr-Mn-Si-Cr-B tiveram desempenho bem superior aos materiais tradicionalmente usados na recuperação e fabricação de turbinas hidráulicas, mesmo sendo processados com misturas mecânicas de pós elementares, (SANTA et al., 2011), Tabela 5.5.

Esta comparação não visa sugerir a aplicação comercial de misturas mecânicas de pós elementares, que é impraticável por causa da sua instabilidade e heterogeneidade, mas sim fazer uma pré-avaliação da viabilidade da produção de ligas atomizadas com boro, com potencial aplicação comercial.

Os resultados indicam que a composição química é positiva e que a produção de ligas atomizadas com boro é viável.

Tabela 5.5 – Comparação da resistência à cavitação dos revestimentos de Fe-Cr-Mn-Si-B, processados com misturas mecânicas de pós elementares, com a de materiais comumente usados na fabricação e recuperação de turbinas cavitadas

Material	Período de incubação nominal (h)	Taxa de erosão máxima por área (mg/h.cm <sup>2</sup> )
0% B	8,9	0,32
x% B	7,9	0,28
2,5x% B	8,8	0,27
5x% B	7,6	0,18
AWS E410 NiMo <sup>1</sup>	4,3	0,44
ASTM A 743 CA6NM <sup>1</sup>	4	0,51
ASTM A743 CA15 <sup>1</sup>	3	0,65
AWS E309 <sup>1</sup>	1,8	1,02

<sup>1</sup> SANTA et al., 2011

## **5.2. ESTUDO COMPARATIVO ENTRE OS REVESTIMENTOS PROCESSADOS COM LIGAS ATOMIZADAS E COM MISTURAS MECÂNICAS**

---

O estudo dos revestimentos processados com misturas mecânicas de pós elementares foi uma ferramenta que permitiu a avaliação preliminar da viabilidade da composição química e do efeito boro na resistência à cavitação. Contudo, é importante destacar que misturas mecânicas de pós elementares não têm aplicação prática e que seu estudo foi apenas uma abordagem de pesquisa. Assim, a fim de validar as tendências observadas, o estudo de revestimentos processados com ligas atomizadas com boro (com potencial aplicação comercial) foi conduzido.

Esta seção apresenta os resultados e discussões dos revestimentos processados com ligas atomizadas e propõe um estudo comparativo entre os revestimentos processados com ligas atomizadas e com misturas mecânicas. Essa comparação objetiva (i) verificar se o efeito do boro observado no estudo das misturas se estende aos revestimentos processados com pós atomizados e (ii) discutir os fatores que afetam o desempenho dos revestimentos. Para tanto, são mapeadas as diferenças entre os revestimentos devido à condição inicial do pó e o impacto dessas diferenças na resistência à cavitação é avaliado.

Na discussão dos resultados, inicialmente será apresentado o efeito que a condição inicial dos pós tem sobre os revestimentos, em seguida, o efeito que o boro desempenha na microestrutura dos revestimentos processados pós atomizados e, por fim, a resistência à cavitação dos revestimentos processados com pós atomizados em comparação com os revestimentos processados com misturas mecânicas de pós elementares.

### **5.2.1. EFEITO DO PROCESSAMENTO E DA CONDIÇÃO INICIAL DOS PÓS**

---

Esta seção apresenta o efeito que a condição inicial dos pós e seu processamento por PTA têm na composição química final, na energia de falha de empilhamento, no acabamento, na microestrutura e microdureza dos revestimentos.

Para analisar a influência da condição inicial dos pós e do seu processamento na composição química final dos revestimentos foi, em primeiro lugar, verificada a suscetibilidade à oxidação dos pós em altas temperaturas. Na deposição de revestimentos soldados, o material de adição sempre é exposto a temperaturas muito elevada. O uso do gás de proteção inerte minimiza

a oxidação durante a deposição, mas dependendo da suscetibilidade à oxidação do metal de adição ou de qualquer deficiência na proteção, a oxidação pode ser diferenciada. Conhecer a suscetibilidade à oxidação em alta temperatura dos materiais de adição é importante, pois a intensidade da oxidação pode afetar a quantidade final de elementos com potencial desoxidante em solução sólida no revestimento.

A suscetibilidade a oxidação em altas temperaturas dos pós atomizados e das misturas de pós elementares foi analisada por meio da análise termogravimétrica em atmosfera de ar sintético. As curvas de oxidação são apresentadas na Figura 5.27.

As misturas mecânicas apresentaram comportamento diferenciado dos pós atomizados no ensaio de análise térmica diferencial. O comportamento foi pouco afetado pelo teor de boro da liga e a estabilidade térmica se mostra estar mais relacionada à condição inicial das ligas. A utilização de pós elementares privilegia a afinidade individual de cada elemento com o oxigênio ao contrário do que se sucede nas ligas atomizadas. Neste caso, para ser oxidado o elemento tem que quebrar ligações em compostos pré-existentes.

Os resultados indicam que as misturas mecânicas de pós elementares são mais suscetíveis a oxidação em altas temperaturas e menos estáveis do que as ligas atomizadas. A oxidação das misturas mecânicas é muito mais rápida do que a oxidação das ligas atomizadas. A aproximadamente 1000° C, as misturas mecânicas já estão completamente oxidadas enquanto que as ligas atomizadas ainda exibem pouco ganho de massa. Para a mesma faixa de temperatura as ligas misturadas mecanicamente ganharam mais massa por oxidação do que as ligas atomizadas, apesar dos pós atomizados terem uma área superficial pouco maior (granulometria de 63 a 180  $\mu\text{m}$ ) do que as misturas mecânicas (granulometria de 180  $\mu\text{m}$ ).

Em segundo lugar, foi verificado se a composição química planejada para as ligas atomizadas e as misturas mecânicas foi mantida após a deposição. Diferenças entre as proporções planejadas e depositadas estão associada a diferenças na condição inicial e ao processamento dos pós.

A composição química na superfície dos revestimentos foi medida por espectroscopia por energia dispersiva (EDS) para os elementos Fe, Cr, Mn e Si. As medidas foram realizadas em três regiões diferentes da superfície usinada e polida de cada revestimento.



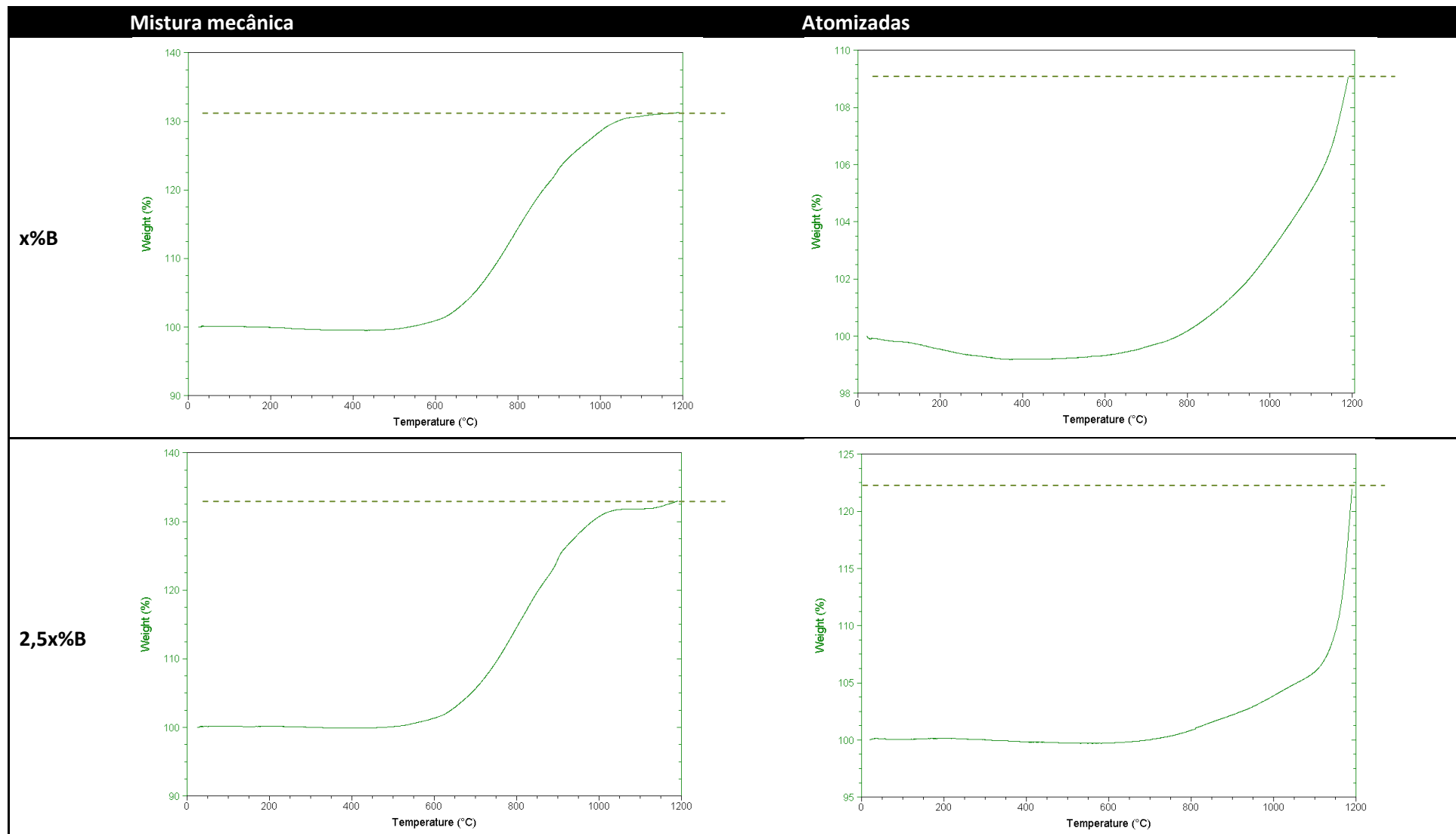


Figura 5.27 - Curvas de análise termogravimétrica das ligas atomizadas e das misturas mecânicas com x% e 2,5x% de boro (taxa de aquecimento e resfriamento de 10°C/min e em atmosfera de ar sintético)

Comparando-se a composição química planejada para as ligas e a medida na superfície dos revestimentos processados com pós atomizados e com pós elementares, os teores de cromo e manganês permaneceram muito próximos. Entretanto, o teor de silício na superfície dos revestimentos processados com misturas mecânicas divergiu bastante da composição planejada. Nos revestimentos processados com misturas mecânicas, o teor de silício caiu de 3,6% em peso (percentual planejado para a liga), para teores de 0,2 -1,5%, na superfície dos revestimentos. Enquanto que, nos revestimentos processados com pós atomizados, os teores de silício na superfície dos revestimentos permaneceram próximos aos planejados, a saber, 3,5 a 3,7% em peso. Tanto o processamento quanto a condição inicial dos pós podem ter contribuído para esse resultado. As altas temperaturas impostas pelas condições de processamento promovem a oxidação mais intensa das misturas mecânicas (conforme resultados de TGA) e a atuação do silício como desoxidante também é intensificada. Os elementos pré-oxidados da mistura também podem ser fonte de oxigênio que oxida o silício. Como grande parte da escória na fabricação de aços inoxidáveis é formada por óxidos de silício (POLLARD, 1988; JONH, 1995; FERREIRA e ZANOTTO, 2001), a segregação do óxido de silício para a escória pode ter reduzido o percentual deste elemento no revestimento. Assim, o maior grau de oxidação medido para as misturas mecânicas durante a deposição (conforme análise térmica diferencial) se refletiu na redução do teor de silício da liga.

A variação no teor de silício pode impactar o desempenho dos revestimentos frente à cavitação. A literatura relata que o Si é um elemento que reduz fortemente a energia de falha de empilhamento de aços inoxidáveis austeníticos (YONEZAWA et al., 2013; LI et al., 2000; LI et al., 1999). Assim, materiais com maior percentual de Si e menor energia de falha de empilhamento absorvem maior energia até a fratura pelo mecanismo de formação de falhas de empilhamento.

O acabamento dos revestimentos processados com pós atomizados foi muito superior ao acabamento dos revestimentos processados com misturas mecânicas, Figura 5.28. Tanto a maior escoabilidade do pó atomizado quanto o maior percentual de silício podem estar contribuindo para a melhora do acabamento dos revestimentos processados com pós atomizados. O silício é tradicionalmente conhecido por melhorar a fluidez do metal fundido, resultando em um melhor acabamento dos revestimentos. A escoabilidade, por sua vez, afeta a taxa de alimentação do pó (SILVA E DUTRA, 2012), que é mais constante para os pós atomizados.



Figura 5.28 - Aparência dos revestimentos processados com misturas mecânicas e com pós atomizados (uma camada de revestimento)

### 5.2.2. EFEITO DO BORO NA MICROESTRUTURA DOS REVESTIMENTOS PROCESSADOS COM PÓS ATOMIZADOS

Nesta seção será apresentada a caracterização dos revestimentos processados com pós atomizados com x% e 2,5x% B. O objetivo é verificar se os conhecimentos adquiridos sobre a influência do boro nos revestimentos processados com misturas mecânicas também se aplicam aos revestimentos processados com pós atomizados. Para tanto, foi avaliado o efeito do boro na morfologia dendrítica e quantidade de eutético, nas fases formadas, na quantidade de fase rica em boro e na microdureza dos revestimentos.

Na deposição dos revestimentos com x% e 2,5x% B uma camada, processados com pós atomizados, foram utilizados os mesmos parâmetros de deposição. A Figura 5.29 mostra a microestrutura, observada em microscópio ótico, da superfície usinada dos revestimentos com x% e 2,5x% B. Ambas as microestruturas são bastante refinadas e o efeito esperado do boro (de crescimento e refino dos braços dendríticos e aumento da quantidade de eutético) não foi nitidamente observado, como nos revestimentos processados com misturas mecânicas.

Como o percentual de boro das ligas é próximo, o efeito esperado do aumento do eutético com o teor de boro é atenuado. Como nos pós atomizados o boro está distribuído mais homogeneamente, uma microestrutura refinada foi observada nos dois revestimentos.

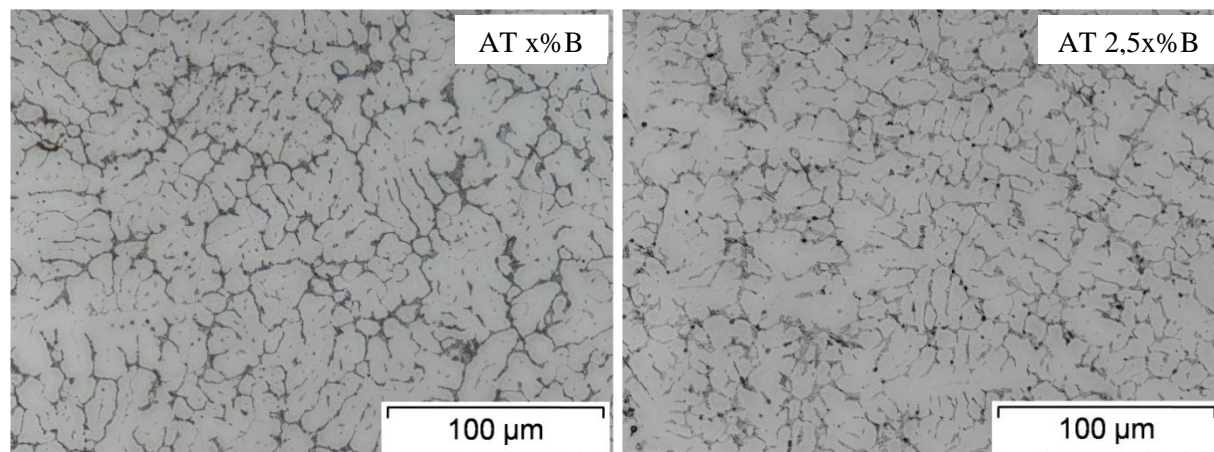


Figura 5.29 – Microestrutura no centro do cordão do revestimento com x% B, à esquerda, e com 2,5x% B, à direita, processado com pó atomizado (Vilella)

O mapeamento da composição química dos revestimentos processados com pós atomizados, Figuras 5.30 e 5.31, mostrou que o cromo está combinado com o boro em uma das fases do eutético.

O ensaio de difração de raios-X na superfície dos revestimentos acusou a presença de austenita e de picos discretos da fase  $\text{Fe}_{1.1}\text{Cr}_{0.9}\text{B}_{0.9}$ , Figura 5.32. Esses resultados estão coerentes com os mapas de composição química que indicavam a presença de fase rica em cromo e boro. Não se pode afirmar que a maior intensidade aparente dos picos da fase  $\text{Fe}_{1.1}\text{Cr}_{0.9}\text{B}_{0.9}$  do revestimento com 2,5x% B esteja relacionada à maior quantidade dessa fase nesse revestimento. Isso porque o reflexo de uma possível textura superficial na intensidade dos picos não foi considerado.

O percentual da fase  $\text{Fe}_{1.1}\text{Cr}_{0.9}\text{B}_{0.9}$  para os revestimentos processados com pós atomizados com x% e 2,5x% B foi determinado por microscopia quantitativa, Figura 3.33. Apesar do percentual de fase rica em boro ser menor no revestimento com x%B, a análise da variância indicou que as médias não são significativamente diferentes entre si, Apêndice B.

A microdureza da seção transversal dos revestimentos processados com pós atomizados foi medida em diversos pontos e os valores *outliers* foram desconsiderados para o cálculo da

microdureza média, conforme procedimento descrito no Apêndice C. O resultado se encontra na Figura 5.34.

A análise da variância permite afirmar com 95% de confiabilidade que as microdurezas médias dos revestimentos processados com pós atomizados com x% e 2,5x% B são significativamente diferentes entre si. Portanto, esse resultado é uma evidência do maior teor de boro do revestimento com 2,5x% B.

Apesar da análise microestrutural, do ensaio de difração de raios-X e da quantidade  $\text{Fe}_{1.1}\text{Cr}_{0.9}\text{B}_{0.9}$  não evidenciarem o maior teor de boro do revestimentos processado com pó atomizado com 2,5x%B (em relação ao com x%B), a diferença significativa entre a microdureza média dos revestimentos indica haver um maior teor de boro no revestimento com 2,5x%B.



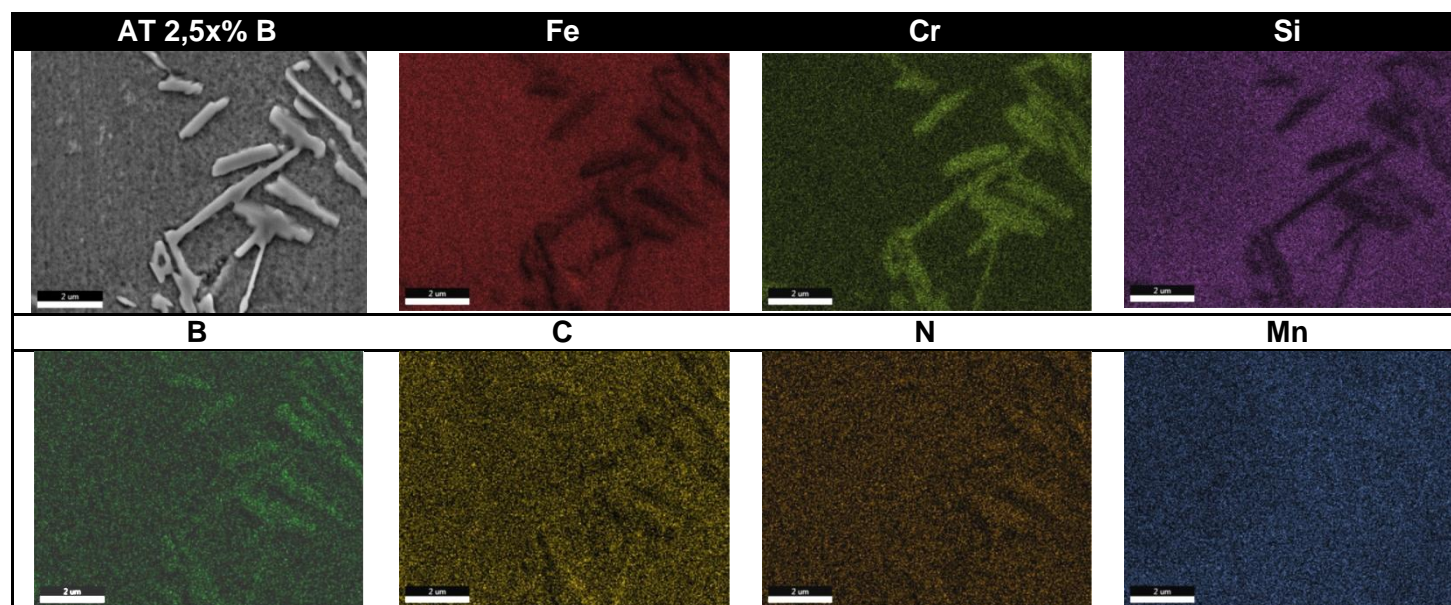


Figura 5.30 – Mapa de composição química do revestimento de uma camada com 2,5x% B processado com pó atomizado. Presença de fase rica em cromo e boro. Ampliação de 20.000X em MEV de alta resolução

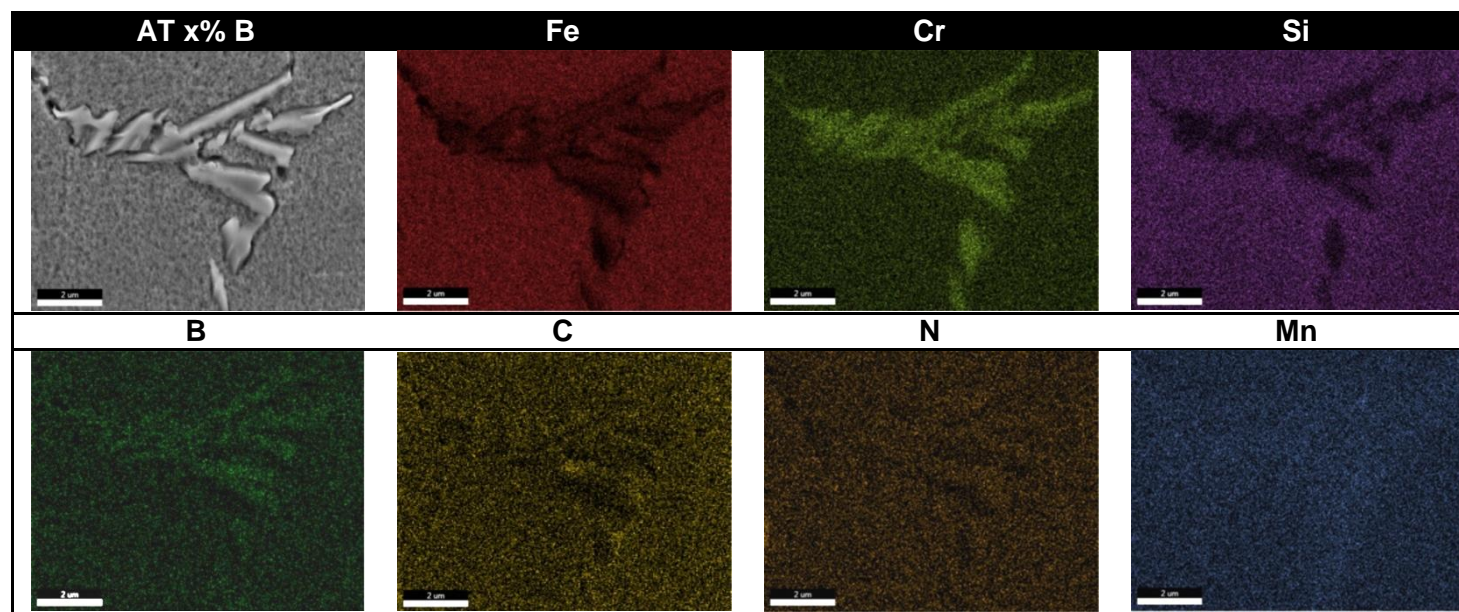


Figura 5.31 – Mapa de composição química do revestimento de uma camada com x% B processado com pó atomizado. Presença de fase rica em cromo e boro. Ampliação de 20.000X em MEV de alta resolução

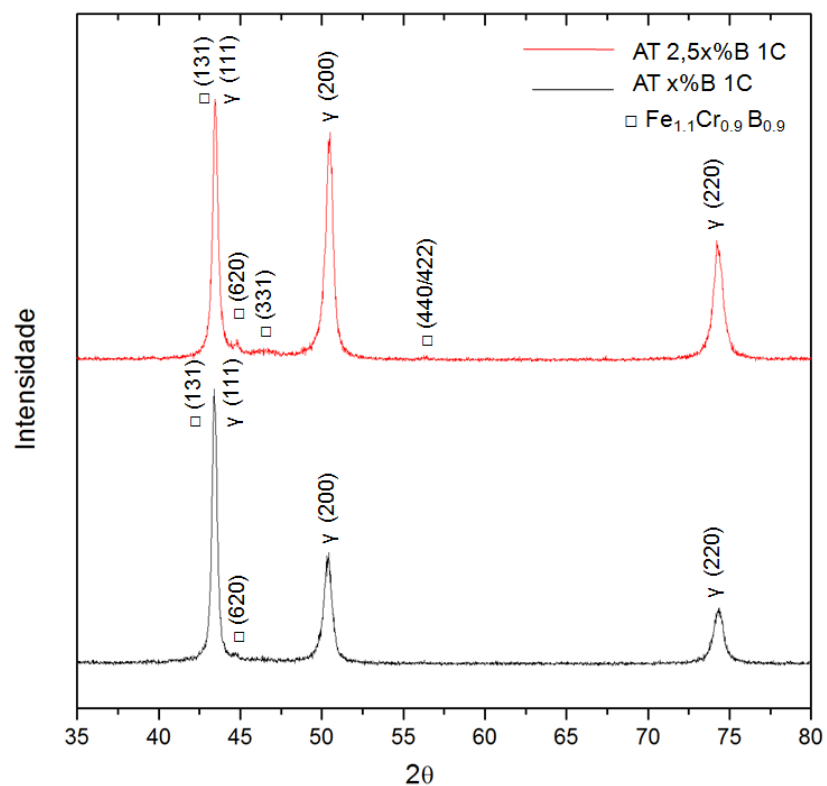


Figura 5.32 - Difratoograma dos revestimentos com x% e 2,5x% B processados com pós atomizados indicando presença das fases austenita e Fe<sub>1.1</sub>Cr<sub>0.9</sub>B<sub>0.9</sub>

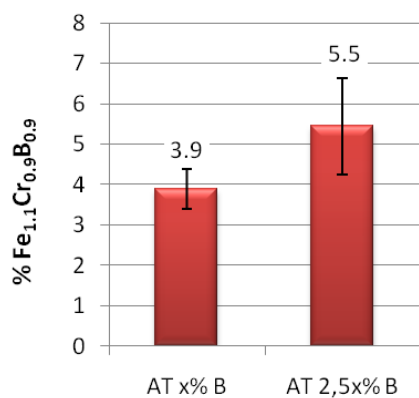


Figura 5.33 – Percentual de Fe<sub>1.1</sub>Cr<sub>0.9</sub>B<sub>0.9</sub> para os revestimentos processados com pós atomizados com x% e 2,5x% B

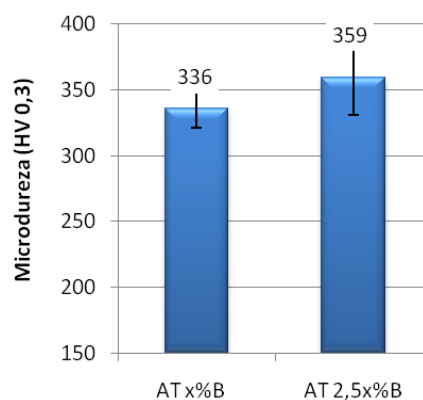


Figura 5.34 – Microdureza média na seção transversal dos revestimentos processados com pós atomizados com x% e 2,5x% B

### 5.2.3. EFEITO DO BORO NA RESISTÊNCIA À CAVITAÇÃO DOS REVESTIMENTOS PROCESSADOS COM PÓS ATOMIZADOS

Esta seção visa apresentar os resultados de cavitação dos revestimentos processados com pós atomizados e analisar o efeito que diferentes teores de boro têm sobre a resistência à cavitação dos revestimentos.

#### 5.2.3.1. PERÍODO DE INCUBAÇÃO

A macroscopia dos corpos de prova em diferentes intervalos de cavitação acelerada encontra-se no Apêndice D.

O período de incubação nominal (determinado pela intercessão do prolongamento da linha de máxima taxa erosiva com o eixo do tempo de cavitação) e a taxa de erosão máxima dos corpos de prova foram determinados conforme norma ASTM G 32-10 e estão organizados na Tabela 5.6.

As curvas características de perda de massa acumulada em função do tempo de cavitação são apresentadas nas Figuras 5.35 e 5.36 e estão na mesma escala para facilitar a comparação.

Ensaio de difração de raios-X na superfície dos corpos de prova foram realizados em diferentes intervalos de cavitação. As Figuras 5.37 e 5.38 mostram os difratogramas dos revestimentos com x% e 2,5x% B, respectivamente.

Tabela 5.6 – Período de incubação nominal e taxa de erosão máxima dos revestimentos processados com pós elementares

Corpo de prova	Período de incubação nominal (h)	Taxa de erosão máxima por área (mg/h.cm <sup>2</sup> )
AT x% B 1C b	25,2	0,14
AT x% B 1C c	20,1	0,22
AT x% B 1C d	24,4	0,13
AT 2,5x% B 1C b	27,0	0,11
AT 2,5x% B 1C c	23,4	0,09
AT 2,5x% B 1C d	20,6	0,16



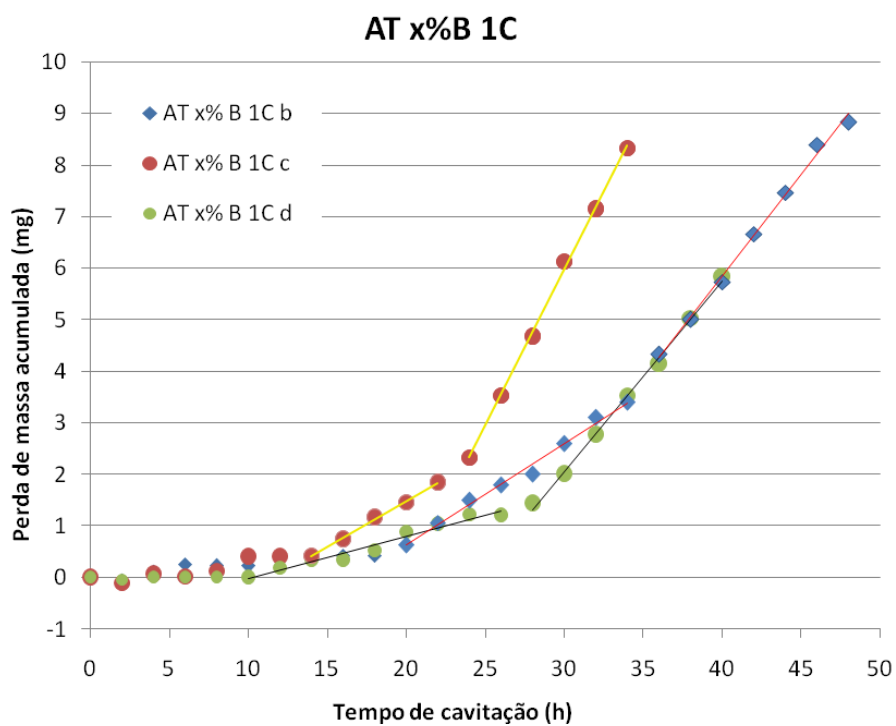


Figura 5.35 - Curvas características de perda de massa acumulada em função do tempo de cavitação dos revestimentos processados com pós atomizados com x%B

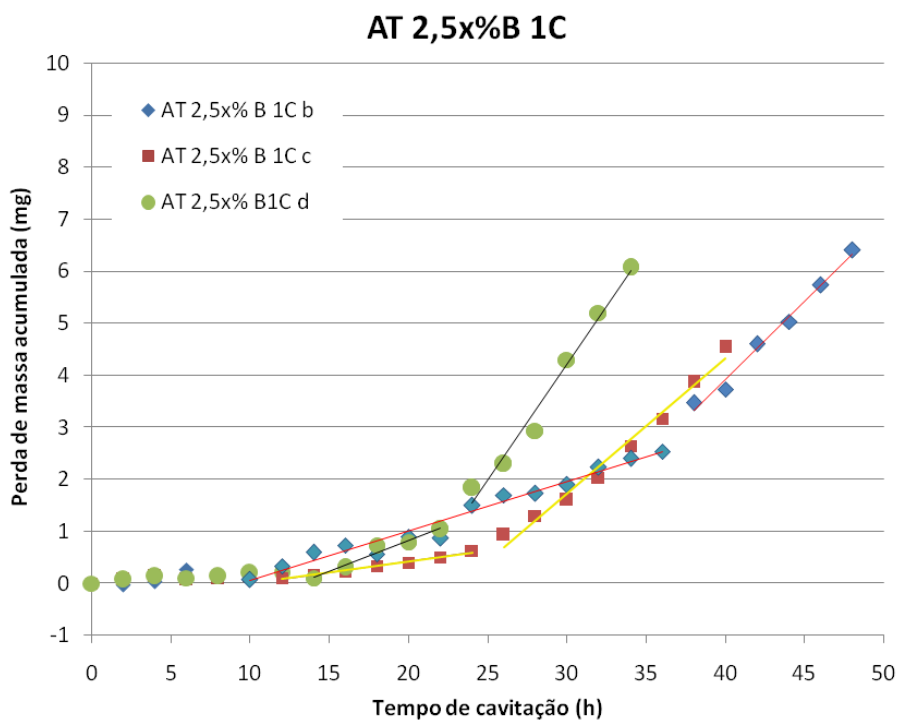


Figura 5.36 - Curvas características de perda de massa acumulada em função do tempo de cavitação dos revestimentos processados com pós atomizados com 2,5x%B

A Análise de DRX, Figuras 5.37 e 5.38, mostra que ambos os revestimentos são constituídos quase que totalmente por austenita antes do ensaio de cavitação (0 horas). Após poucas horas de ensaio já se percebe o aparecimento da martensita- $\epsilon$ , induzida pela cavitação. Além disso, também se percebe o aumento da quantidade de martensita- $\epsilon$  ao longo do ensaio. Isso fica evidente pelo aumento da intensidade dos picos de martensita- $\epsilon$  em relação aos picos da austenita- $\gamma$ . O pico de maior intensidade, próximo a  $43^\circ$ , foi identificado com as fases  $\text{Fe}_{1.1}\text{Cr}_{0.9}\text{B}_{0.9}$ , austenita- $\gamma$  e martensita- $\epsilon$ , pois essas três fases podem estar contribuindo para a intensidade do pico. O pico de maior energia de cada fase está previsto para os ângulos de  $43,24^\circ$  ( $\text{Fe}_{1.1}\text{Cr}_{0.9}\text{B}_{0.9}$ ),  $43,47^\circ$  ( $\gamma$ ) e  $43,58^\circ$  ( $\epsilon$ ).

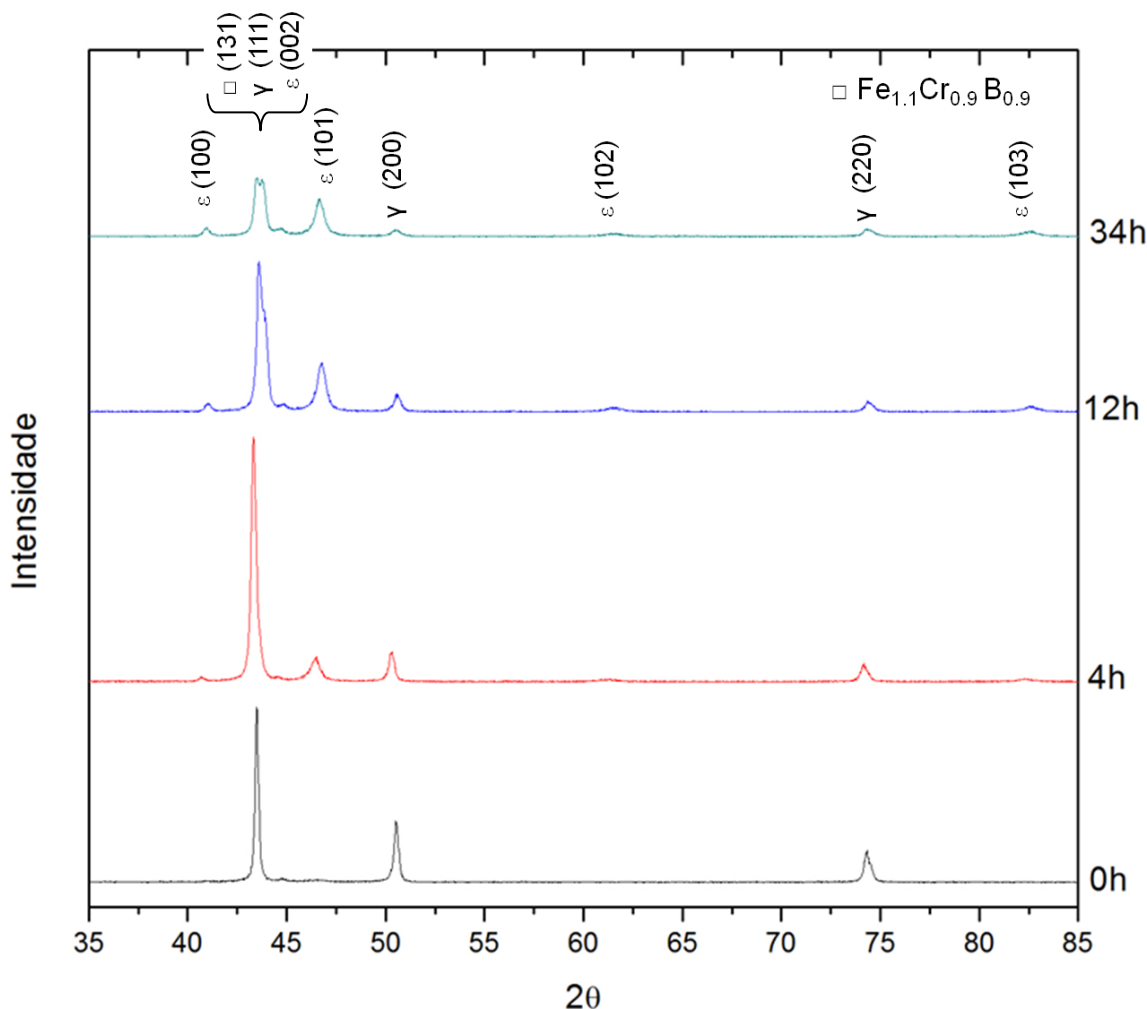


Figura 5.37 – Difratoograma do revestimento com x% B, processado com pó atomizado, indicando formação e aumento da quantidade de martensita- $\epsilon$  durante o ensaio de cavitação

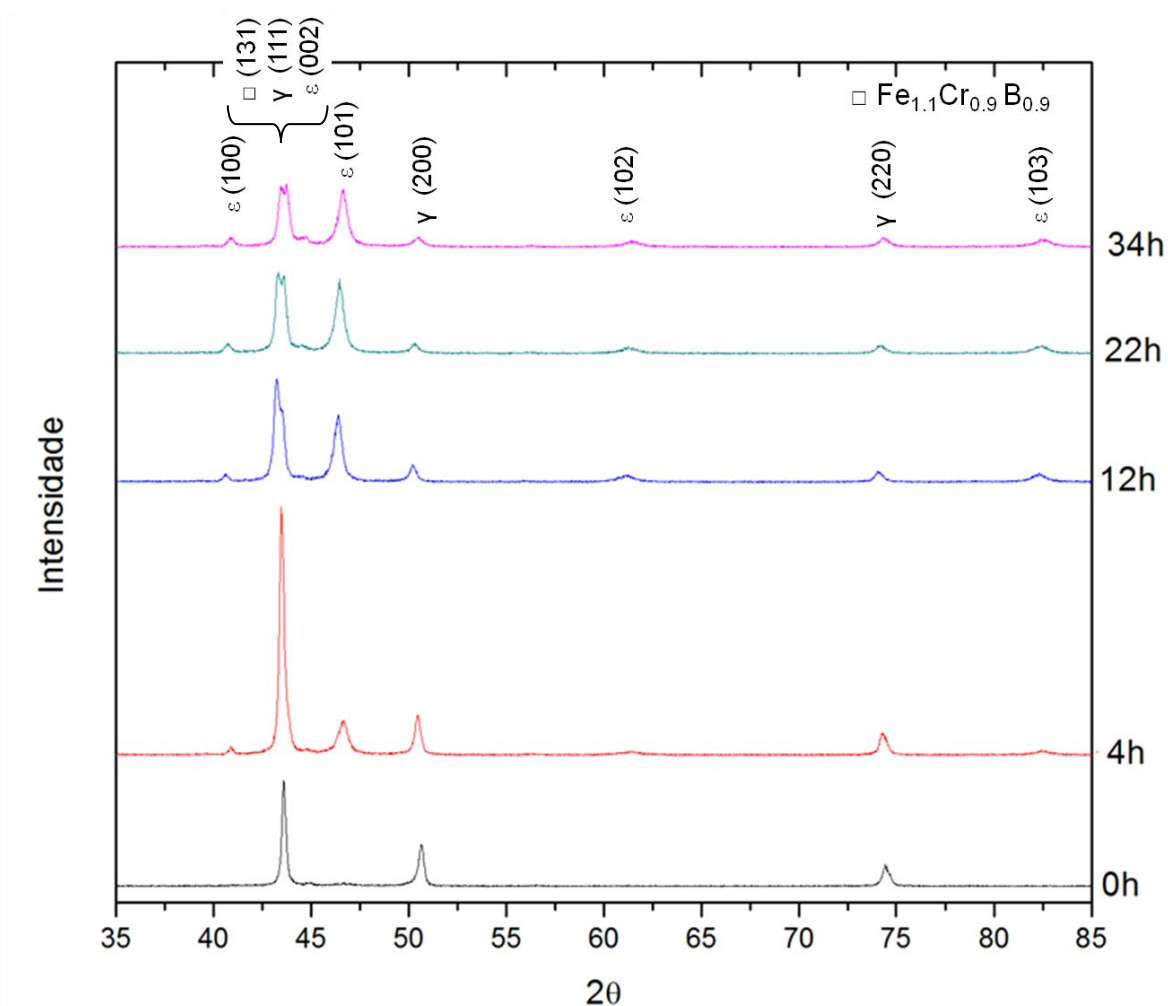


Figura 5.38 – Difratoograma do revestimento com 2,5x% B, processado com pó atomizado, indicando formação e aumento da quantidade de martensita- $\epsilon$  durante o ensaio de cavitação

Foram realizadas varreduras mais lentas entre os ângulos de 43 e 48°, em diferentes intervalos de cavitação acelerada, a fim de definir melhor os picos observados nesta faixa de varredura. As Figuras 5.39 e 5.40 mostram os resultados para os revestimentos com x% e 2,5x% B, processados com pós atomizados. Os difratogramas das Figuras 5.39 e 5.40 confirmam o crescimento da martensita- $\epsilon$  a partir da austenita- $\gamma$  nos dois revestimentos.

A transformação martensítica é um mecanismo de absorção de energia da cavitação através da formação de falhas de empilhamento. Assim, o elevado período de incubação dos revestimentos processados com pós atomizados está associado a essa transformação.

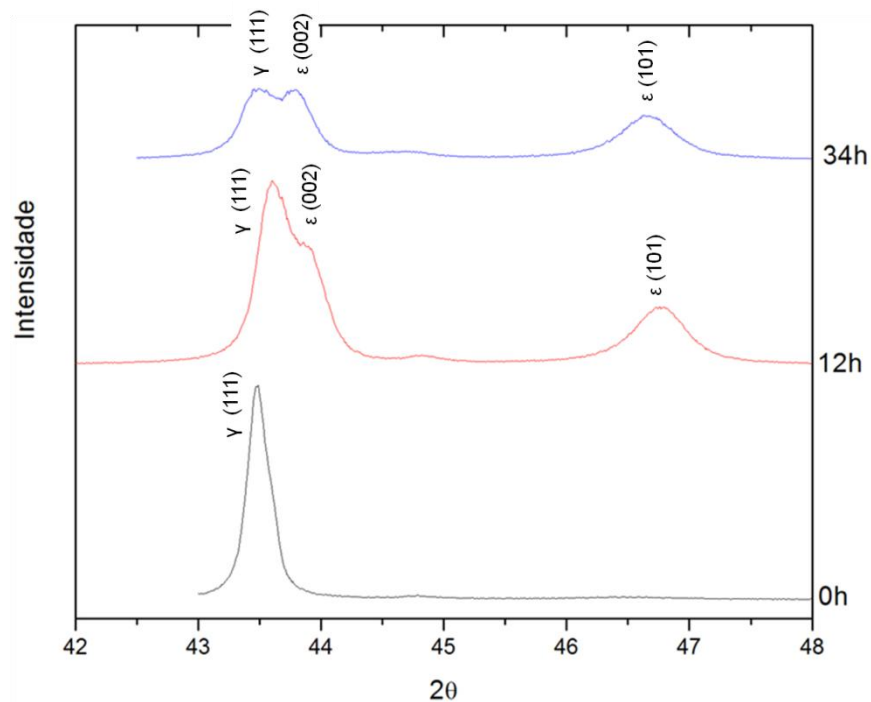


Figura 5.39 - Difratoograma do revestimento com x% B, processado com pó atomizado, mostrando o aumento da martensita-ε em detrimento da austenita durante o ensaio de cavitação

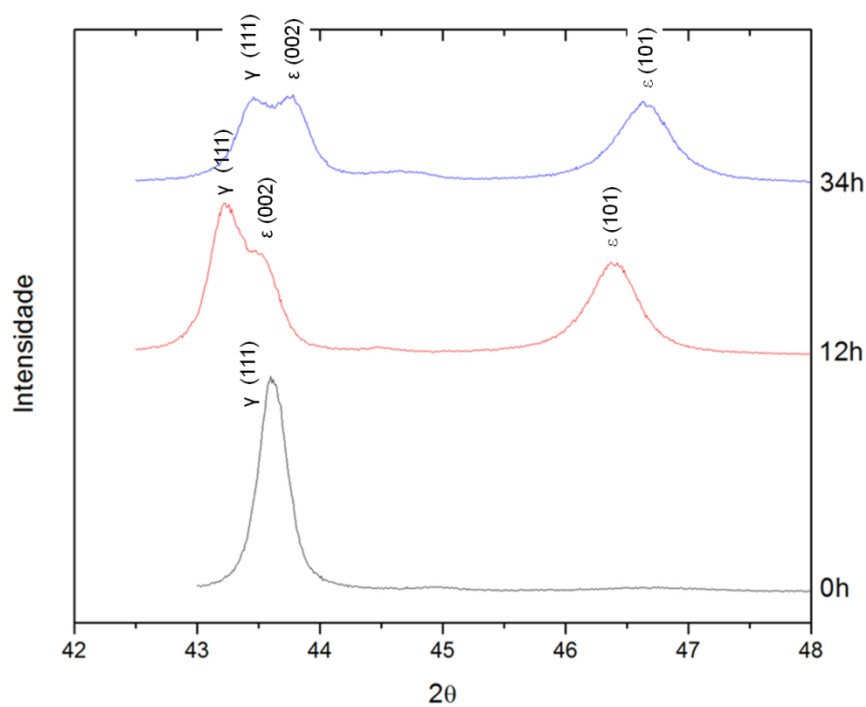


Figura 5.40 - Difratoograma do revestimento com 2,5x% B, processado com pó atomizado, mostrando o aumento da martensita-ε em detrimento da austenita durante o ensaio de cavitação

O efeito da transformação martensítica induzida pela cavitação no aumento da resistência à cavitação já foi observado em diversos trabalhos (PUKASIEWICZ, 2008; KIM et al., 2009; RIBEIRO, 2007; XIAOJUN et al., 2003).

Como os revestimentos processados com pós atomizados possuem o mesmo mecanismo de absorção de energia de cavitação, período de incubação médio dos revestimentos (em função do teor de boro) foi comparado pela análise da variância.

A Tabela 5.7 mostra a estatística descritiva do período de incubação e a Tabela 5.8 mostra o quadro para a análise da variância. Os resultados indicam com 95% de confiabilidade que os períodos de incubação não são significativamente diferentes entre si.

O boro não parece estar desempenhando um papel significativo no aumento do período de incubação dos revestimentos.

Tabela 5.7 - Estatística descritiva do período de incubação dos revestimentos com x% e 2,5x% B, processados com pós atomizados

	Sample Size	Mean	Standard Deviation	SE of Mean
AT x% B	3	23.2	3	2
AT 2,5x%B	3	23.6	3	2

Tabela 5.8 – Análise da variância do período de incubação dos revestimentos com x% e 2,5x% B, processados com pós atomizados

	DF	Sum of Squares	Mean Square	F Value	Prob>F
Model	1	0.24	0.24	0.03	0.88
Error	4	35.84	8.96		
Total	5	36.08			

Null Hypothesis: The means of all levels are equal

Alternative Hypothesis: The means of one or more levels are different

At the 0.05 level, the population means are not significantly different.

É interessante destacar que o período de incubação dos revestimentos processados com pós atomizados foi muito superior ao período de incubação dos revestimentos processados com misturas mecânicas (Tabela 5.2, pág. 38). Isso ocorre porque o mecanismo de absorção de energia da cavitação é diferente entre esses revestimentos. Nos revestimentos processados com misturas, a absorção de energia ocorre apenas pelo acúmulo de deformação plástica e tensões na superfície do revestimento. Nos revestimento processados com pós atomizados, a absorção de

energia pela deformação plástica tradicional é suplementada pela transformação martensítica induzida pela cavitação.

Alguns fatores podem estar contribuindo para a presença da transformação martensítica nos revestimentos processados com pós atomizados, e consequentemente, no aumento do período de incubação. Apesar de estudos com outras ligas sugerirem que o boro possa contribuir para a transformação martensítica pela redução da força motriz (LUO et al. 2010) e energia de falha de empilhamento (YOSHIDA et al., 2005), o boro parece ter pouca influência na transformação martensítica em aços inoxidáveis austeníticos. Isso possivelmente está relacionado ao fato do boro possui baixa solubilidade na austenita ( $<0,021$  at%) (OKAMOTO, 2004). O silício, por sua vez, afeta mais significativamente o período de incubação do que o boro. A retenção de um maior percentual de silício após a deposição favorece a redução da energia de falha de empilhamento e a transformação martensítica. O maior refino dendrítico dos revestimentos atomizados também é outro fator que pode estar favorecendo a transformação martensítica. A literatura relata que o refino é benéfico por intensificar (BOCCANERA *et al.*, 1999) e atrasar o início (XIAOJUN et al., 2003) da transformação martensítica, maximizando o período de incubação.

#### **5.2.3.2. MECANISMO DE EROSÃO E A TAXA DE EROSÃO MÁXIMA**

A análise do início da erosão nas superfícies cavitadas revelou que o mecanismo de erosão dos revestimentos processados com pós atomizados com x e 2,5x% B é diferente.

As Figuras 5.41 e 5.42 mostram a condição inicial da superfície de ambos os revestimentos, onde há a presença de vazios localizados prioritariamente na região do eutético. Vazios de formato mais irregular são típicos de rechupes de solidificação que se formam nos estágios finais de solidificação. Vazios de formato mais circular podem ser referentes à presença de gases e microporosidades, a inclusões removidas durante a preparação ou ainda a partículas não fundidas (ou parcialmente não fundidas) removidas durante a preparação da superfície.

Em ambos os revestimentos, a cavitação induziu a deformação plástica e o aparecimento de linhas de deslizamento (Figuras 5.43 e 5.44), a erosão ao redor dos vazios pré-existentes (Figuras 5.45 e 5.46) e a erosão nos contornos dendríticos (Figuras 5.45 e 5.46).

No revestimento processado com pó atomizado com  $x\%$  B, a deformação plástica é heterogênea e ocorre uma erosão acentuada na região de intensa deformação plástica, Figura 5.47. Essa deformação preferencial de algumas dendritas leva à erosão heterogênea, Figura 5.48.

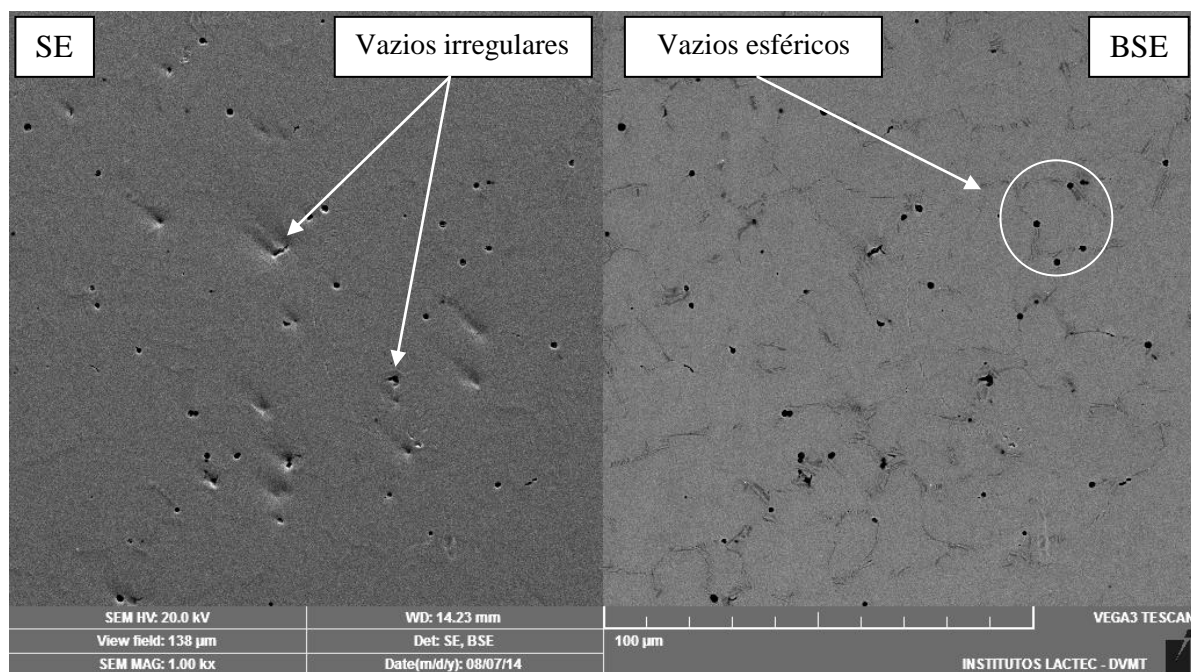


Figura 5.41 – Vazios na superfície do revestimento processado com pó atomizado com  $x\%$  B. Imagem formada por elétrons secundários à esquerda e por elétrons retro espalhados à direita (1000 X)

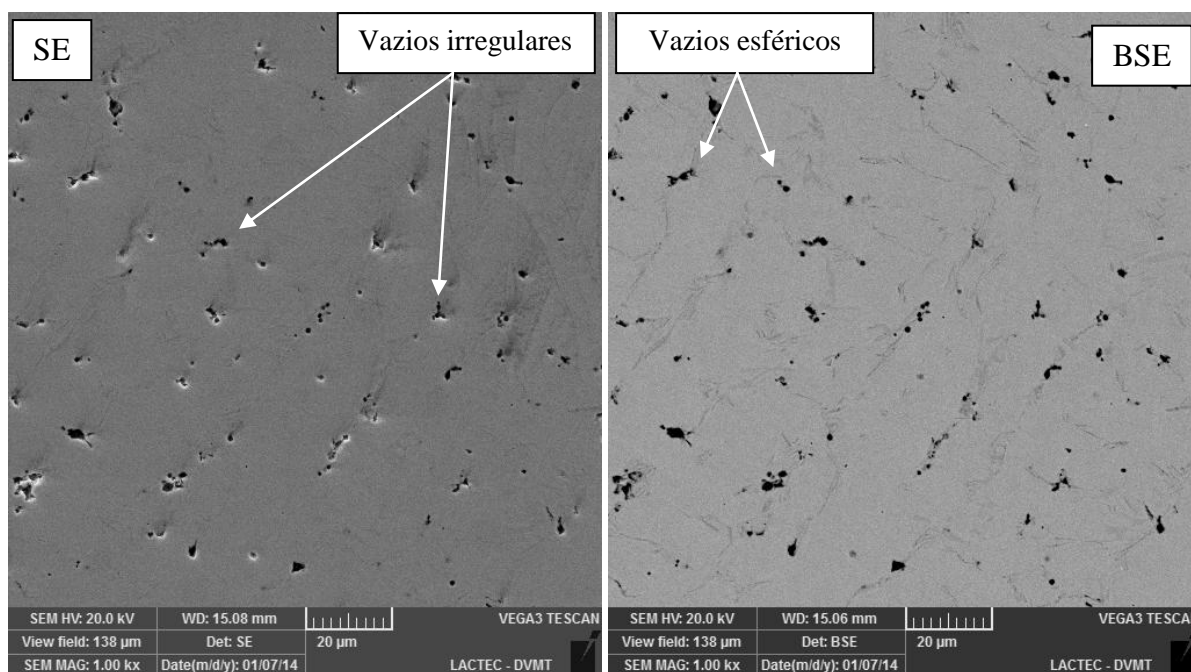


Figura 5.42 – Vazios na superfície do revestimento processado com pó atomizado com 2,5x% B. Imagem formada por elétrons secundários à esquerda e por elétrons retro espalhados à direita (1000 X)

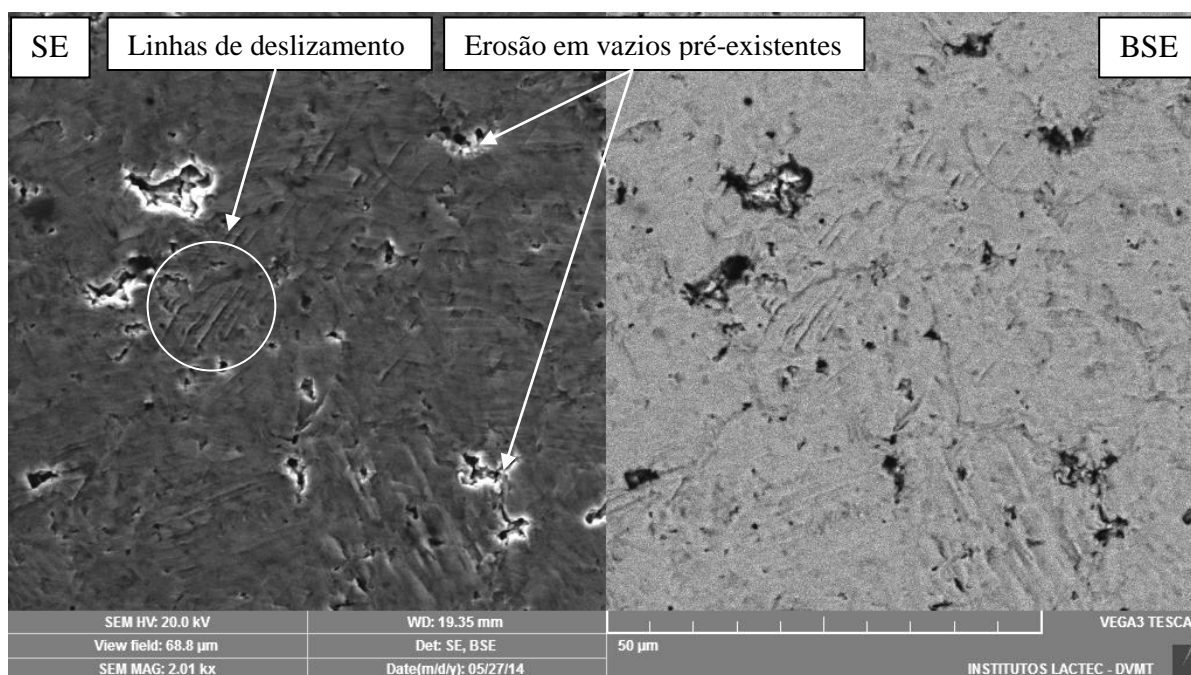


Figura 5.43 – Linhas de deslizamento e erosão nos vazios da superfície do revestimento processado com pó atomizado com x % B. Imagem formada por elétrons secundários à esquerda e por elétrons retro espalhados à direita (1000 X)



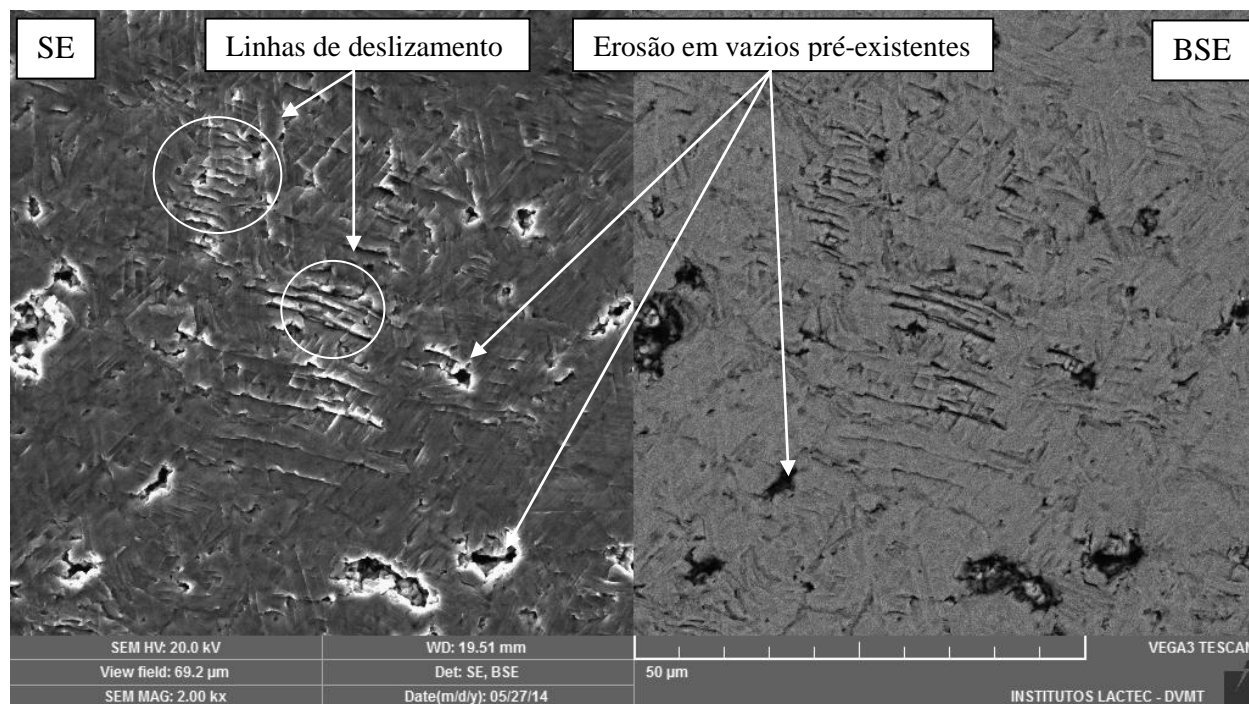


Figura 5.44 – Linhas de deslizamento e erosão nos vazios da superfície do revestimento processado com pó atomizado com 2,5x% B. Imagem formada por elétrons secundários à esquerda e por elétrons retro espalhados à direita (1000 X)

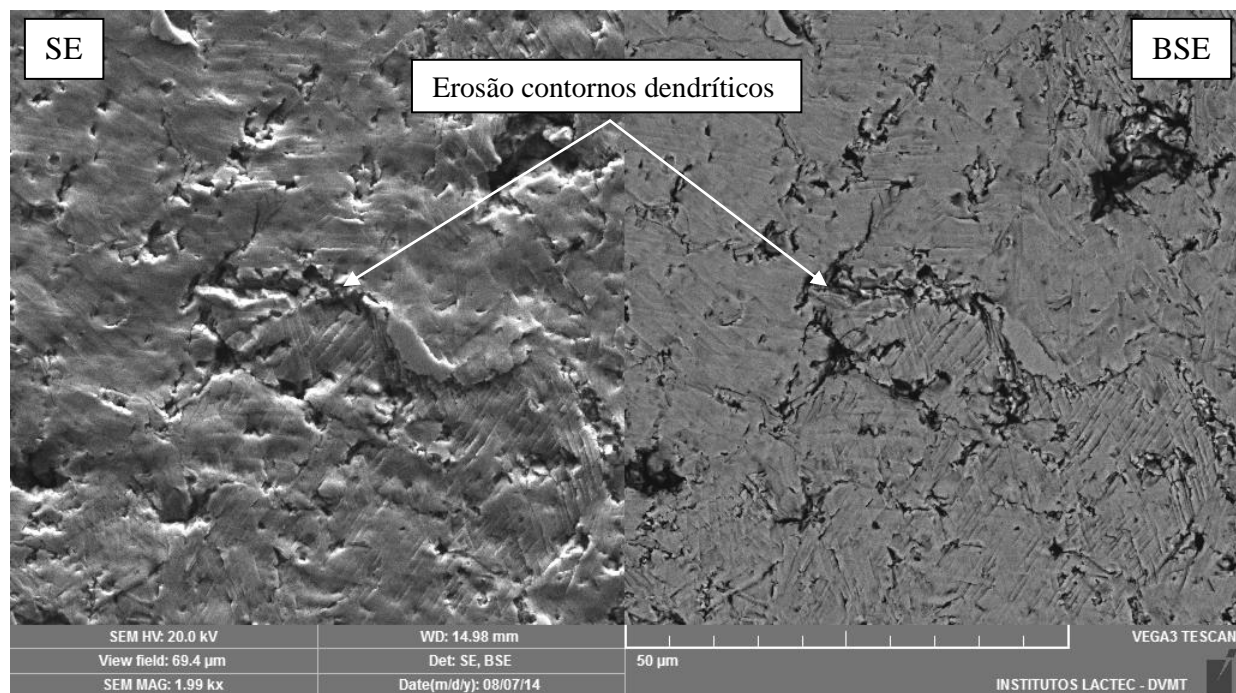


Figura 5.45 – Erosão nos contornos dendríticos do revestimento processado com pó atomizado com x% B. Imagem formada por elétrons secundários à esquerda e por elétrons retro espalhados à direita (2000 X)

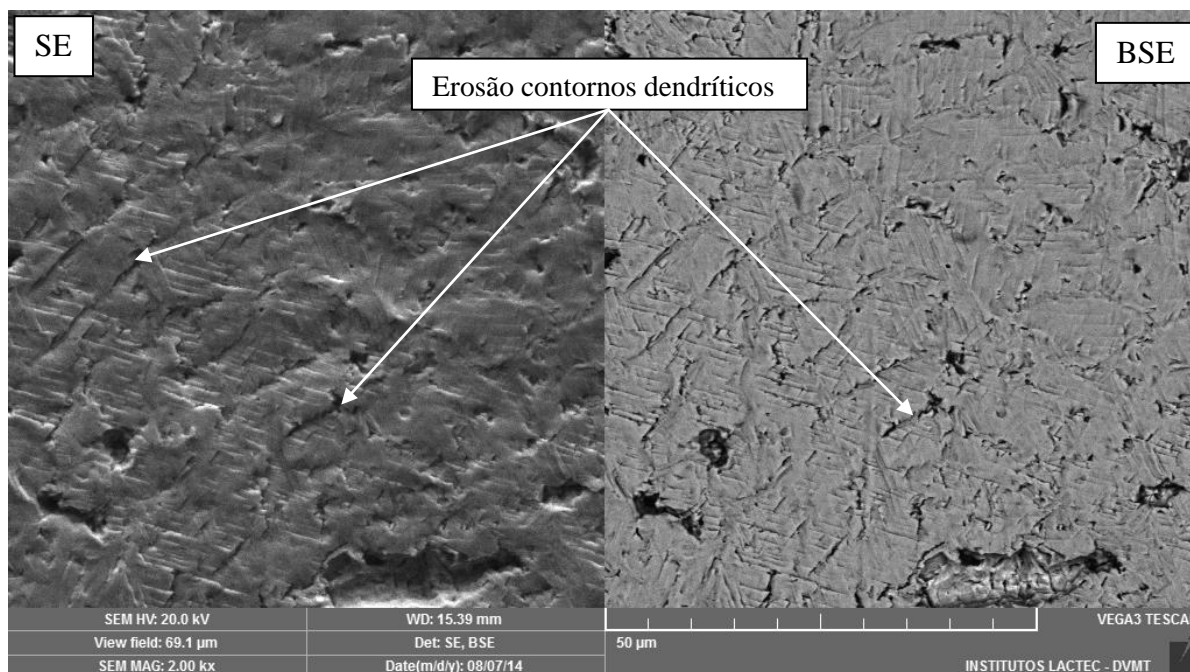


Figura 5.46 – Erosão nos contornos dendríticos do revestimento processado com pó atomizado com 2,5x% B. Imagem formada por elétrons secundários à esquerda e por elétrons retro espalhados à direita (2000 X)

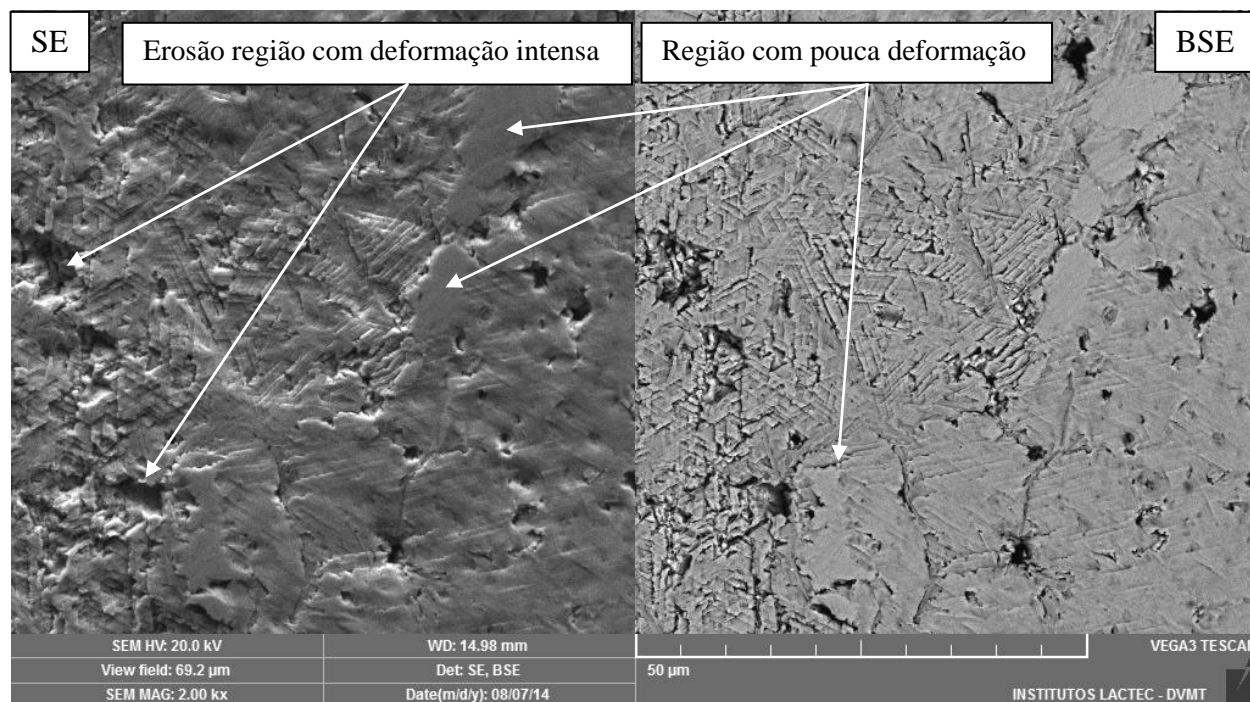


Figura 5.47 – Deformação heterogênea e erosão na região de deformação intensa no revestimento processado com pó atomizado com x% B (2000 X)

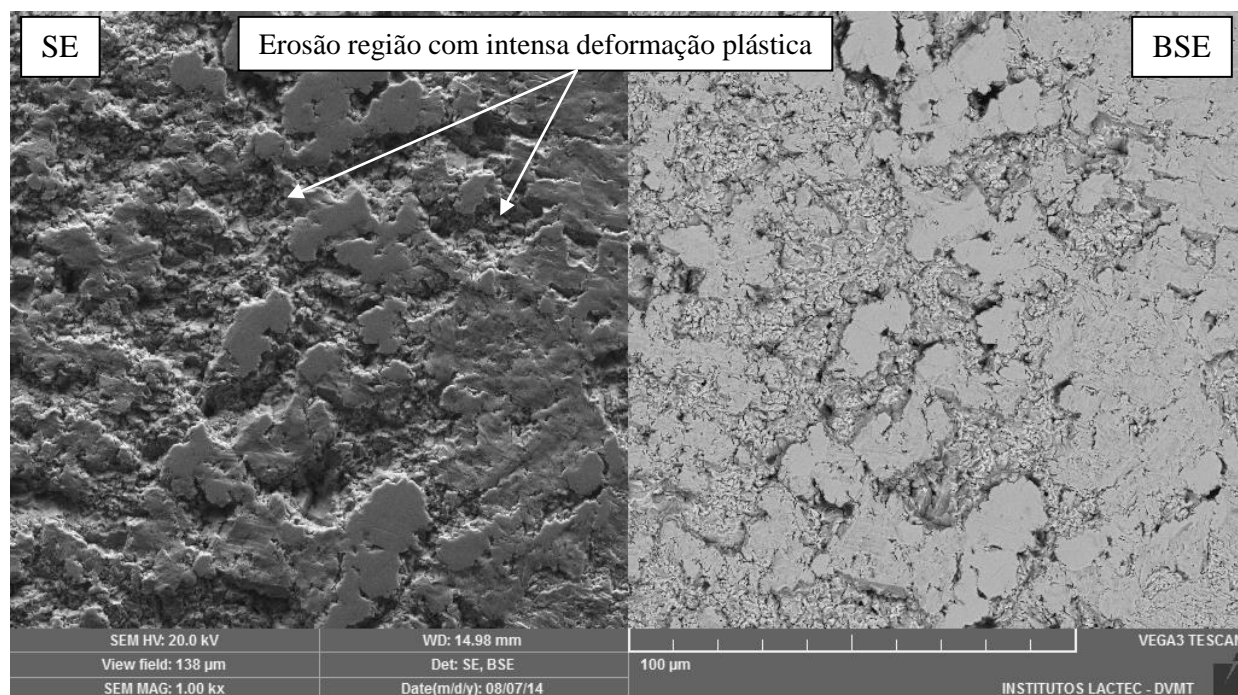


Figura 5.48 – Erosão heterogênea na superfície do revestimento processado com pó atomizado com x% B. Elétrons secundários à esquerda e elétrons retro espalhados à direita (1000 X)

Há relatos na literatura de que a erosão heterogênea em aços inoxidáveis sujeitos à cavitação ocorre devido a diferentes orientações cristalográficas dos grãos (MESA et al., 2010). Contudo, neste trabalho, não foi realizada a análise do efeito da orientação cristalográfica das dendritas na resistência à cavitação.

Por outro lado, no revestimento processado com pó atomizado com 2,5x%B não foi observada erosão preferencial de algumas dendritas, mas sim uma erosão gradual em toda a superfície, Figura 5.49.

Em ambos os revestimentos processados com pós atomizados, a erosão se iniciou nos mesmos locais, a saber: vazios pré-existent, contornos dendríticos e regiões com acúmulo de deformação plástica. Entretanto, o revestimento com menor teor de boro apresentou deformação heterogênea e erosão preferencial de algumas dendritas. No revestimento com maior percentual de boro a erosão relativa entre as dendritas foi homogênea e gradual.

Apesar do início da erosão ocorrer nos mesmos locais para ambos os revestimentos, a adição de boro afetou a progressão da erosão (de heterogênea para homogênea). A mudança no mecanismo de erosão, favorecida pelo aumento do teor de boro, é positiva e contribuiu para a redução da taxa de erosão máxima dos revestimentos, Tabela 5.9.

A taxa de erosão máxima dos revestimentos processados com pós atomizados é ainda inferior à dos revestimentos processados com misturas mecânicas (Tabela 5.4, pág. 41).

A quantidade de boro em solução sólida, os mecanismos de erosão diferenciados e outros fatores como maior refino microestrutural e maior espessura de camada encruada (inerente aos materiais com baixa energia de falha de empilhamento) são fatores que podem estar contribuindo para a menor taxa de erosão máxima dos revestimentos processados com pós atomizados.

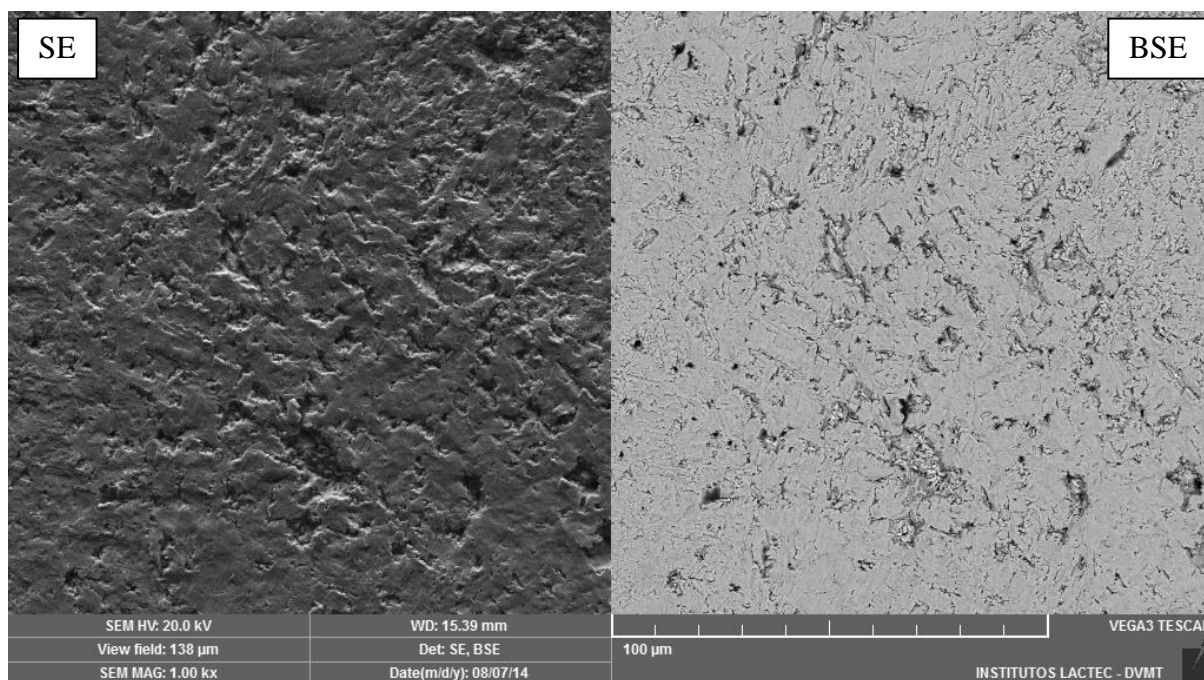


Figura 5.49 – Erosão gradual na superfície do revestimento com 2,5x% B processado com pó atomizado. Elétrons secundários à esquerda e elétrons retro espalhados à direita (2000 X)

Tabela 5.9 - Estatística descritiva da taxa de erosão máxima dos revestimentos com x% e 2,5x% B, processados com pós atomizados

	Sample Size	Mean	Standard Deviation	SE of Mean
AT x% B	3	0.16	0.05	0.03
AT 0,5%B	3	0.12	0.04	0.02



### 5.3. CONSIDERAÇÕES SOBRE A INFLUÊNCIA DO ENCRUAMENTO NO PERÍODO DE INCUBAÇÃO

---

O conhecimento de que a deformação plástica induzida pela cavitação é um mecanismo de absorção de energia que maximiza o período de incubação é amplamente difundido e fundamentado na literatura. Apesar do encruamento prévio à cavitação consumir parte do potencial de deformação plástica do material, estudos relatam o efeito benéfico do encruamento no aumento do período de incubação e na redução da taxa de erosão de materiais sujeitos à cavitação (MESA et al., 2011; MILLS e KNUTSEN, 1998). Esses resultados aparentemente contraditórios levantam dúvidas sobre qual é o real efeito do encruamento no período de incubação.

Nesta seção, Inicialmente é discutida a relação entre o período de incubação e o período de aceleração. Em seguida, é apresentada a caracterização da superfície dos revestimentos encruados e não encruados, submetidos ao ensaio de cavitação acelerada. Por fim, o efeito do encruamento no período de incubação é discutido.

#### 5.3.1. RELAÇÃO ENTRE O PERÍODO DE INCUBAÇÃO E O PERÍODO DE ACELERAÇÃO

---

O ensaio de cavitação acelerada consiste na medição da perda de massa em diferentes intervalos de cavitação. O resultado do ensaio normalmente é apresentado em um gráfico da perda de massa acumulada em função do tempo, Figura 5.50. Esse gráfico pode ser subdividido em três regiões, em função da taxa de erosão, a saber: (i) Período de incubação, em que a taxa de erosão é nula ou insignificante, (ii) Período de aceleração, em que a taxa de erosão é crescente e (iii) o período de máxima taxa erosiva, em que a taxa de erosão se mantém constante.

A determinação dos pontos limitantes de cada uma dessas etapas pode ser uma tarefa muito arbitrária quando se tem transições muito sutis.

A norma ASTM G32-10 prevê que o período de incubação pode ser determinado de duas formas: pelo início da perda de massa, sendo chamado apenas de período de incubação (letra A da Figura 5.50) ou pelo cruzamento do prolongamento da linha de taxa de erosão máxima com o eixo do tempo de exposição à cavitação, sendo chamado de período de incubação nominal (letra B da Figura 5.50).

A norma ASTM G32-10 define o período de incubação, determinado pelo início da perda de massa, como sendo o estágio inicial da erosão em que a taxa de erosão é zero ou insignificante, comparada a outros estágios. Como a determinação do limite da perda de massa insignificante é subjetiva, a determinação do período de incubação pelo início da perda de massa também a é. A norma ASTM G32-10 recomenda a inclusão do período de incubação nominal e a taxa de erosão máxima em relatórios técnicos, como indicadores da resistência do material, uma vez que o valor do período de incubação determinado pelo início da perda de massa que nem sempre pode ser identificado com precisão.

A seguir é discutida a influência do período de aceleração na determinação do período de incubação.

Em primeiro lugar, deseja-se destacar a relação entre o período de incubação nominal e o período de aceleração. O período de incubação nominal sempre irá englobar o período de aceleração parcial ou totalmente, independentemente da taxa de erosão que o período de aceleração possa ter. Isso significa que qualquer fator que contribua para o aumento do período de aceleração irá impactar diretamente no aumento do período de incubação nominal.

Considerando-se a relação entre o período de incubação (determinado pelo início da perda de massa) e o período de aceleração, a taxa de erosão da aceleração passa a ser significativa. Se o período de aceleração tiver uma taxa de erosão relativamente alta, ele será excluído da determinação do período de incubação. Por outro lado, se o período de aceleração tiver uma taxa de erosão relativamente baixa, a perda de massa pode ser considerada insignificante e o período de aceleração pode vir a compor o período de incubação. Neste caso, qualquer acréscimo no período de aceleração contribuirá tanto para o aumento do período de incubação nominal quanto para o período de incubação determinado pelo início da perda de massa.

Em resumo, um acréscimo no período de aceleração sempre irá contribuir para o aumento do período de incubação nominal, mas só irá contribuir pra o aumento do período de incubação se a taxa de erosão for baixa, a ponto de se considerada insignificante.



Figura 5.50 – Curva característica de perda de massa acumulada em função do tempo de ensaio de cavitação

### 5.3.2. CARACTERIZAÇÃO DO ENCRUAMENTO NA SUPERFÍCIE DOS REVESTIMENTOS

Alguns dos revestimentos ensaiados neste trabalho apresentaram encruamento superficial induzido pelo fresamento após a deposição. Corpos de prova de mesma composição química tiveram a camada encruada removida por lixamento e polimento para comparação.

O efeito do encruamento na resistência à cavitação foi independente da condição inicial do pó. Revestimentos com e sem encruamento, processados com mistura mecânica com 2,5x% B e com pós atomizados com x% B, são usados para demonstrar o efeito do encruamento na resistência à cavitação.

Os encruamento na superfície dos revestimentos foi estimado pelo aumento da microdureza superficial em relação à microdureza da seção transversal, não afetada pelo fresamento.

A Figura 5.51 mostra a comparação entre a microdureza média na seção transversal e na superfície dos revestimentos com e sem encruamento. Os revestimentos cuja microdureza superficial média é muito superior a microdureza média da seção transversal estão em destaque. Esta análise sugere que esses revestimentos estão mais encruados do que os demais.

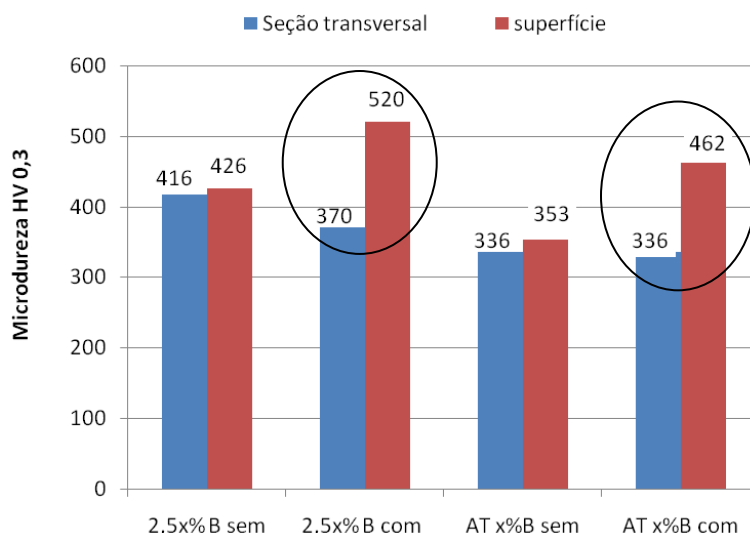


Figura 5.51 – Estimativa do encruamento pela diferença entre a microdureza média na superfície e na seção transversal dos revestimentos

A análise microestrutural da superfície (Apêndice E) e da seção transversal dos revestimentos (Apêndice F) confirmou a presença de encruamento na superfície dos revestimentos mais endurecidos. O ataque com reagente Marble revelou linhas de deslizamento típicas de encruamento nesses revestimentos.

Para garantir que a medição da microdureza se restringiu à camada endurecida, a espessura aproximada da camada encruada foi medida por microscopia ótica (Apêndice F) e foi comparada com a profundidade de penetração da indentação Vickers, calculada por trigonometria.

Para calcular a profundidade de indentação Vickers, considerou-se que o valor da microdureza Vickers é calculada pela razão entre a carga aplicada  $F$  (kgf) e a área da impressão  $A$  (mm<sup>2</sup>), Equação 5.1. A área da impressão, por sua vez, é função apenas da diagonal média da impressão  $d_m$ , Equação 5.2. Substituindo a Equação 5.2 em 5.1, e resolvendo para a diagonal média temos a Equação 5.3.

A Figura 5.52, adaptada de Franco et al. (2004), indica o ângulo entre as arestas do indentador Vickers que é de 148°.

O triângulo formado pela diagonal  $d_m$  e pelas arestas da pirâmide tem altura equivalente à profundidade da indentação,  $p$ . Assim, a relação trigonométrica apresentada pela Equação 5.4 permite calcular a profundidade de indentação,  $p$ .



A profundidade de indentação Vickers na superfície dos revestimentos com e sem encruamento é apresentada na Tabela 5.10, juntamente com a profundidade do encruamento medida por microscopia ótica. Verifica-se que a profundidade de indentação é menor do que a espessura encruada dos revestimentos. Fica comprovado que a medição da microdureza se restringiu apenas à camada encruada dos revestimentos e que o aumento da microdureza da superfície em relação à seção transversal se deve apenas ao encruamento e independe da composição química.

$$HV = \frac{F}{A} \quad (5.1)$$

$$A = \frac{d_m^2}{2 \tan \frac{136^\circ}{2}} = \frac{d_m^2}{1,854368} \quad (5.2)$$

$$d_m^2 = \frac{F \cdot 1,854368}{HV} \quad (5.3)$$

$$p = \frac{0,5 d_m}{\tan \left( \frac{148^\circ}{2} \right)} \quad (5.4)$$

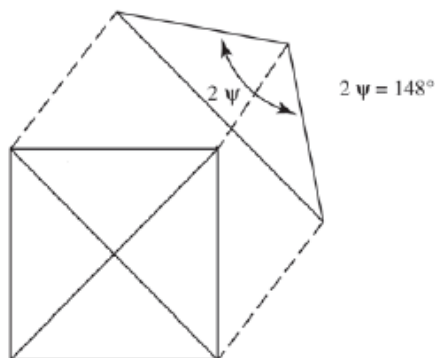


Figura 5.52 - Ângulo entre as arestas do indentador Vickers (Adaptada de FRANCO et al., 2004)

Tabela 5.10 - Profundidade de indentação Vickers e espessura da camada encruada

	2,5x%B sem	2,5x%B com	AT x%B sem	AT x%B com
Profundidade indentação (μm)	5,18	4,69	5,69	4,98
Espessura do encruamento (μm)	0	130	0	180

### 5.3.3. INFLUÊNCIA DO ENCRUAMENTO NA RESISTÊNCIA À CAVITAÇÃO

Neste trabalho identificou-se que o encruamento adianta o início da perda de massa e dilata o período de aceleração, tanto nos revestimentos processados com misturas mecânicas quanto nos processados com pós atomizados.

A Figura 5.53 ilustra esse efeito para os revestimentos com e sem encruamento com 2,5x% B.

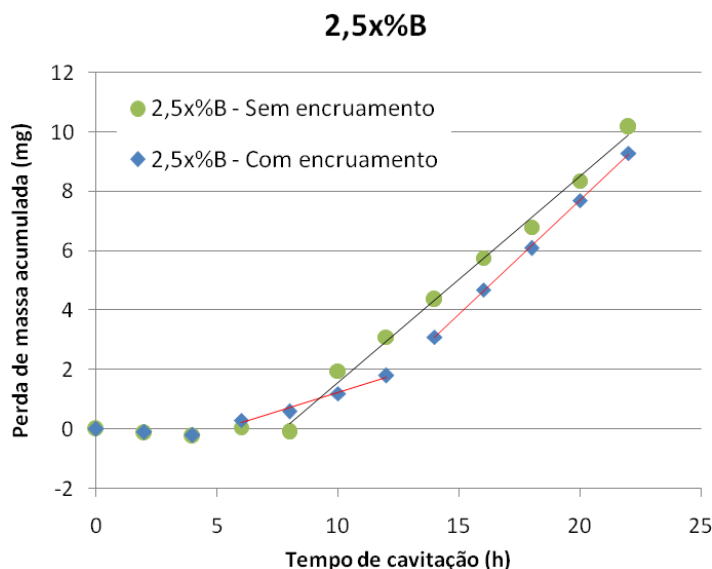


Figura 5.53 – Curva característica da resistência à cavitação dos revestimentos com e sem encruamento, com 2,5x% B

Em primeiro lugar, percebe-se que o revestimento sem encruamento apresentou um maior período de incubação determinado pelo início da perda de massa (8h) em relação ao revestimento com encruamento (4h). Em segundo lugar, percebe-se que o encruamento favoreceu o aumento do período de aceleração. A dilatação do período de aceleração atrasa o aparecimento da máxima taxa erosiva, resultando no aumento do período de incubação nominal. Percebe-se também que apesar da taxa de erosão no período de aceleração ser bem inferior à taxa de erosão máxima de ambos os revestimentos, ela não é baixa o suficiente pra ser considerada insignificante e consequentemente parte do período de incubação. Portanto, neste caso, o encruamento levou à redução do período de incubação e ao aumento do período de incubação nominal.

A Tabela 5.11 apresenta quantitativamente a influência do encruamento no período de incubação nominal, assim como a menor taxa de erosão no período de aceleração em relação à taxa de erosão máxima dos revestimentos com e sem encruamento.

Tabela 5.11 - Período de incubação nominal , a taxa de erosão durante o período de aceleração e a taxa de erosão máxima dos revestimentos com e sem encruamento com 2,5x% B

Corpo de prova	Período de incubação nominal (h)	Taxa de erosão por área na aceleração (mg/h.cm <sup>2</sup> )	Taxa de erosão máxima por área (mg/h.cm <sup>2</sup> )
2,5x%B sem	7,7	—	0,25
2,5x%B com	10,0	0,09	0,28

Como a literatura relata que o encruamento reduz a taxa de erosão dos revestimentos, levantou-se a hipótese de que a baixa taxa de erosão durante período de aceleração seria devido à erosão da camada encruada e que o aumento para a taxa de erosão máxima seria devido à completa remoção da camada encruada.

Essa hipótese foi refutada, pois a profundidade média de erosão durante o período total de ensaio (22 horas) foi bem inferior à espessura da camada encruada medida por microscopia ótica.

A profundidade média de erosão foi calculada conforme recomendação da norma ASTM G32-10. Inicialmente, dividiu-se a perda de massa acumulada pela densidade do aço inoxidável ( $7,80 \frac{g}{cm^3}$ ) para calcular o volume da erosão e, em seguida, dividiu-se o volume erodido pela área cavitada ( $2,75 cm^2$ ) para obter a profundidade média da erosão.

A profundidade média de erosão do revestimento com encruamento com 2,5x% B ao fim de 22 horas de ensaio foi de aproximadamente 4  $\mu m$ , para uma perda de massa acumulada de aproximadamente 10 mg. Como a camada encruada chega a 130  $\mu m$ , o fim do período de aceleração não pode ser associado à remoção da camada encruada.

A Figura 5.54 mostra o efeito do encruamento nos revestimentos processados com pós atomizados. Nota-se o mesmo efeito de adiantamento do início da erosão e de ampliação do período de aceleração no revestimento encruado.

Primeiramente, observa-se que o período de aceleração dos revestimentos tem duas partes. Na parte inicial, a taxa de erosão é praticamente nula e na parte final há um aumento da taxa de erosão.

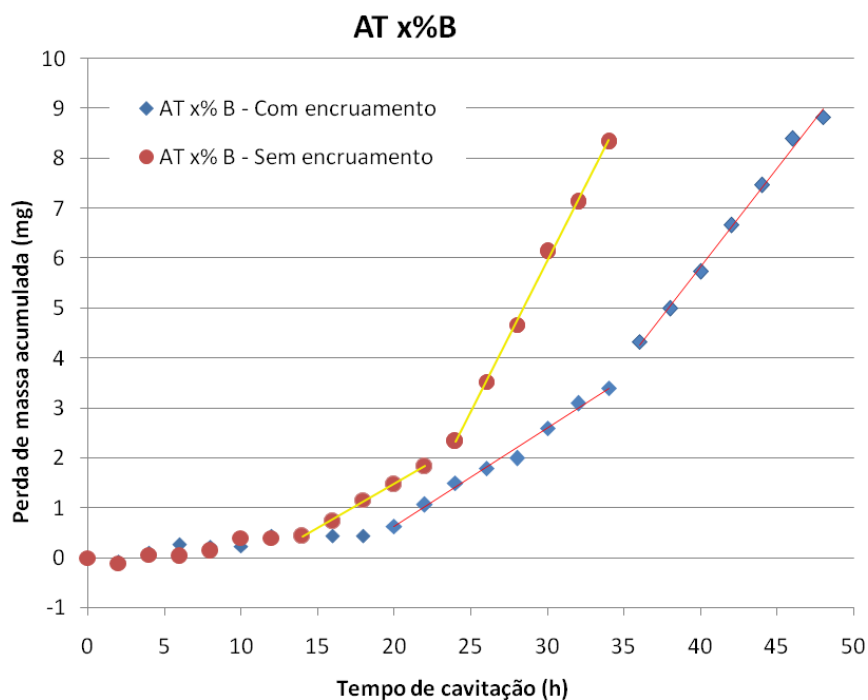


Figura 5.54- Curva característica da resistência à cavitação dos revestimentos processados com pós atomizados com x% B, com e sem encruamento

Como a taxa de erosão é praticamente nula de 6 a 18 horas, no revestimento encruado, e de 10 a 14 horas, no revestimento não encruado, o período de incubação (determinado pelo início da perda de massa) que seria de 4 e 8 horas passa a ser de 18 e 14 horas para os revestimentos com e sem encruamento, respectivamente. Apesar do encruamento adiantar o início da perda de massa, a ampliação do período de aceleração à uma baixa taxa de erosão resultou num período de incubação superior ao do revestimento sem encruamento.

Juntamente com o aumento do período de aceleração, imposto pelo encruamento, ocorre o aumento do período de incubação nominal, como mostrado na Tabela 5.12.

Tabela 5.12 - Período de incubação nominal, a taxa de erosão durante a aceleração e a taxa de erosão máxima dos revestimentos com e sem encruamento com x% B

Corpo de prova	Período de incubação nominal (h)	Taxa de erosão por área aceleração (mg/h.cm <sup>2</sup> )	Taxa de erosão máxima por área (mg/h.cm <sup>2</sup> )
AT x%B sem	20,1	0,07	0,22
AT x%B com	25,2	0,07	0,14

Os resultados obtidos estão coerentes com a literatura, pois foi possível demonstrar que, apesar do encruamento anterior à cavitação diminuir a capacidade de absorção de energia e favorecer o adiantamento da perda de massa, ele contribui indiretamente para o aumento do período de incubação através do aumento do período de aceleração. Fica, portanto, esclarecida a aparente inconsistência sobre o efeito do benéfico do encruamento no aumento do período de incubação.

## 6. CONSIDERAÇÕES FINAIS

---

A mistura mecânica de pós elementares é uma ferramenta de pesquisa válida para o estudo da composição química das ligas a serem depositadas. Entretanto, a interpretação dos resultados precisa ser criteriosa devido a eventuais perdas de elementos durante a deposição (por processos a arco elétrico) e a homogeneidade da solução sólida, em relação aos revestimentos processados com pós atomizados.

O aumento progressivo do teor de B, nos revestimentos processados com misturas mecânicas, foi evidenciado pelos efeitos microestruturais do boro de crescimento e refino dos braços dendríticos secundários e pelo aumento da quantidade de eutético interdendrítico, da quantidade de fase  $\text{Fe}_{1.1}\text{Cr}_{0.9}\text{B}_{0.9}$  e da microdureza dos revestimentos. Nos revestimentos processados com pós atomizados, o aumento progressivo do teor de B foi evidenciado pelo aumento significativo na microdureza dos revestimentos.

A adição de boro altera o mecanismo de erosão e reduz a taxa de erosão máxima em revestimentos Fe-Cr-Mn-Si-Cr. Nos revestimentos processados com misturas mecânicas, a redução da taxa de erosão está associada ao aumento da quantidade de eutético e ao reforço que a fase rica em boro confere à austenita do eutético. Nos revestimentos processados com pós atomizados, maiores teores de boro promovem uma deformação e erosão mais homogênea, minimizando a taxa de erosão máxima.

A formulação Fe-Cr-Mn-Si-Cr-B é positiva, pois os revestimentos apresentaram resistência à cavitação superior à de materiais comumente usados na fabricação ou revestimentos de turbinas hidráulicas.

Superfícies encruadas de revestimentos Fe-Cr-Mn-Si-B tem desempenho diferenciado frente ao ensaio de cavitação acelerada. O encruamento anterior à cavitação gera a antecipação do início da perda de massa e a extensão do período de aceleração.

## 7. SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

---

Extrapolar as conclusões da influência do boro na microestrutura e na resistência à cavitação ampliando o intervalo de variação do teor de boro das ligas.

Verificar a influência da orientação das dendritas no mecanismo de erosão dos revestimentos Fe-Cr-Mn-Si-B processados com pós atomizados, pela realização da difração de elétrons retroespalhados (EBSD) e monitoramento da erosão na região de controle.

Investigar como o encruamento contribui para o aumento do período de aceleração.

Quantificar o efeito do encruamento na resistência à cavitação, observado para revestimentos Fe-Cr-Mn-Si-B, e extrapolar este efeito para outras ligas resistentes à cavitação.

## 8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

---

ALLENSTEIN, A. N., **Estudo da resistência à cavitação do aço inoxidável martensítico CA6-NM nitretado por plasma**. Dissertação de mestrado, UFPR, Curitiba, 2007.

ANEEL, **Matriz de energia elétrica**, 2014. Disponível em: <http://www.aneel.gov.br/aplicacoes/capacidadebrasil/capacidadebrasil.asp>. Acesso em maio de 2014.

BOCCANERA, F. L.; BARRA, R. S.; BUSCHINELLI, A. J. A., **Resistência à erosão por cavitação de revestimentos soldados**. X Congreso Argentino De Soldadura - VI Congreso Ibero americano de Soldadura. Buenos Aires, 1999.

BREGLIOZZI, G., SCHINO, A. DI, AHMED, S.I.-U., KENNYB, J.M., HAEFKEA ,H., **Cavitation wear behaviour of austenitic stainless steels with different grain sizes**. Wear 258 (2005) 503–510.

BRENNEN, C. E., **Cavitation and bubble dynamics**. California Institute of Technology Pasadena, California, 1995.

CALAINHO, J. A.; GONÇALVES,C.; HOTRA, C.A., **LOM Cavitação em turbinas hidráulicas do tipo Francis e Kaplan no Brasil**, XV SNPTTE Seminário Nacional de Produção e Transmissão de Energia Elétrica Foz do Iguaçu – Paraná – Brasil, 1999.

CHAUHAN, A. K., **Cavitation erosion resistance of 13 / 4 and 21-4-N steels**. Indian Academy of Sciences, vol. 38, no. February, pp. 25–35, 2013.

DUBÉ, D.; FISET, M.; LALIBERTÉ, R.; SIMONEAU,R., **Cavitation resistance improvement of IRECA steel via laser processing**.Materials Letters, 1996.

FEDUMENTI, N., **Efeito da cavitação sobre a corrosão em aços inoxidáveis utilizados em turbinas hidráulicas**. Dissertação de mestrado, UFSC, Florianópolis, 201.

FERREIRA, E. B. E ZANOTTO, E. D., **NANO VITROCERÂMICA DE ESCÓRIA DE ACIARIA**. Quim. Nova, Vol. 25, No. 5, 731-735, 2002

FERREIRA, R. B. e VENTRELLA, V. A.,**Influência da camada de revestimento na recuperação por soldagem de turbinas hidráulicas danificadas por erosão cavitacional**. XII Congresso Nacional de Estudantes de Engenharia Mecânica - 22 a 26 de agosto de 2005 - Ilha Solteira – SP.



FOLTRAN, B. B., KUWABARA, E. Y., D'OLIVEIRA, A. S. C. M., **Microestrutura de Revestimentos de Stellite 6, Depositados por Soldagem a Plasma por Arco Transferido e Laser**. 1ºCOBEF – Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação.

FRANCO, A. R., G. Pintaúde, A. Sinatora, C. Eduardo, and A. Paulo. **The Use of a Vickers Indenter in Depth Sensing Indentation for Measuring Elastic Modulus and Vickers Hardness**. *Materials Research*, Vol. 7, No. 3, 483-491, 2004.

GU, Q., **Martensitic Transformation and Shape Memory effect in Fe Mn Si based Shape Memory Alloys**, 1994, Doctoral dissertation, Katholieke Universiteit Leuven, Belgium.

HATTORI, S. AND ISHIKURA, R., **Revision of cavitation erosion database and analysis of stainless steel data**. *Wear*, vol. 268, pp. 109–116, 2010.

HEATHCOCK, C. J., PROTHEROE, B. E. and BALL, A., **Cavitation erosion of stainless steels**. *Wear*, vol. 81, no. 1982, pp. 311–327, 2006.

HEMMATI, V. O. and DEHOSSON, J. TH. M., **Dilution effects in laser cladding of Ni–Cr–B–Si–C hardfacing alloys**. *Materials Letters* 84 (2012) 69–72.

HORTA, C. A.; GONÇALVES, C.; CALAINHO, J. A. L.; LOMÔNACO, F. G., **Cavitação em turbinas hidráulicas do tipo Francis e Kaplan no Brasil**. XV Seminário Nacional de Produção e Transmissão de Energia Elétrica. Foz do Iguaçu, Paraná, Brasil. 17-22 de outubro de 1999.

JOHN, V. M., **Cimentos de escória ativada com silicatos de sódio**. São Paulo, 1995. Tese (doutorado) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, 189 p.

JURCHELA, A. D., BORDEASU, I., MITELEA, I., KARABENCIOV, A., **Considerations on the effects of carbon content on the cavitation erosion resistance of stainless steels with controled content of chromium and carbon**. *Metal* 2012, Brno, Czech Republic, EU, 2012.

KIM, J. H.; HONG, H. S. and KIM, S. J., **Effect of boron addition on the cavitation erosion resistance of Fe-based hardfacing alloy**. *Materials Letters* 61, pgs.1235–1237, 2007.

KIM, J. H.; NA, K. S.; KIM, G. G.; OH, J. Y.; YOON, C. S. and KIM, S. J., **The effects of Mn and B on the cavitation erosion resistance of austenitic Fe-based hardfacing alloys**. *Materials Science and Engineering A* 477 (2008) 204–207.

KISHOR, B., CHAUDHARI, G. AND NATH, S., **Cavitation erosion of thermomechanically processed 13 / 4 martensitic stainless steel**. *Wear*, vol. 319, no. 1–2, pp. 150–159, 2014.

KOIVULA, T., **On Cavitation in Fluid Power**. Proc. of 1st FPNI-PhD Symp. Hamburg 2000, pp. 371-382.

KWOK, C.T., MAN, H.C. AND CHENG, F.T., **Cavitation Erosion Of Duplex And Super Duplex Stainless Steels**. *Scripta Materialia*, Vol. 39, No. 9, pp. 1229–1236, 1998.

LEE, E. H.; YOO, M. H.; BYUN, T. S.; HUNN, J. D.; FARRELL, K. and MANSUR, L. K., **On The Origin of Deformation Microstructures in Austenitic Stainless Steel: Part II—Mechanisms**. *Actamaterialia* 49 (2001) 3277–3287.

LI, J.C., ZHAO, M., and JIANG, Q., **Alloy Design of FeMnSiCrNi Shape-Memory Alloys Related to Stacking-Fault Energy**. *METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A VOLUME 31A*, MARCH 2000

LI , J.C., ZHENG, W., JIANG, Q., **Stacking fault energy of iron-base shape memory alloys**. *Materials Letters*, February, 1999.

LUO, H. MENG, F. JIANG, Q. LIU, H. LIU, E., WU, G. and WANG, Y., **Effect of boron on the martensitic transformation and magnetic properties of Ni50Mn36.5Sb13.5–xBx alloys**. *Scripta Materialia*, vol. 63, no. 6, pp. 569–572, Sep. 2010.

MESA, D. H.; GARZÓN, C. M.; TSCHIPTSCHIN, A. P., **Avaliação da resistência ao desgaste erosivo gerado por cavitação em aços inoxidáveis austeníticos com alto teor de nitrogênio: estudo dos mecanismos de desgaste**. *Rem: Revista Escola de Minas*, vol. 63, núm. 1, 2010, pp. 147-152, Universidade Federal de Ouro Preto, Minas Gerais, Brasil.

MESA, D., PINEDO, C., TSCHIPTSCHIN A., **Improvement of the cavitation erosion resistance of UNS S31803 stainless steel by duplex treatment**. *Surf. Coat. Technol.* 205 (2010) 1552

MESA, D. H.; GARZÓN, C. M.; TSCHIPTSCHIN, A. P., **Influence of cold-work on the cavitation erosion resistance and on the damage mechanisms in high-nitrogen austenitic stainless steels**. *Wear*, vol. 271, no. 9–10, pp. 1372–1377, 2011.

METALS HANDBOOK, **Failure Analysis and Prevention**, 9th ed, vol. 11, pg 163.

MILLS, D.J. and KNUTSEN, R.D., **An investigation of the tribological behaviour of a high-nitrogen Cr-Mn austenitic stainless steel.** *Wear* 1998.

NARAGHI, R., **Martensitic transformations in Austenitic Stainless Steels.** Masters Degree project. Royal Institute of Technology. Stockholm, Sweden, 2009.

NIEDERHOFER, P. and HUTH, S., **Cavitation erosion resistance of high interstitial CrMnCN austenitic stainless steels.** *Wear*, vol. 301, no. 1–2, pp. 457–466, 2013.

OKAMOTO, H., **B-Fe (boron-iron).** *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*, Volume 25, Issue 3, pp 297-298, August 2004. DOI: 10.1361/15477030419531

PADILHA, A. F., **Materiais de Engenharia, Microestrutura e Propriedade.** Editora Hemus. 2000.

POLLARD, B., **The Effects of Minor Elements on the Welding Characteristics of Stainless Steel.** *Welding Research Supplement*, September, 1988.

PROCOPIAK, L. A. J.; SOUZA, N. C.; D'OLIVEIRA, A. S. C. M; XIAOJUN, Z., **Efeito dos processos de modificação superficial na resistência a erosão por cavitação.** Programa P & D COPEL / ANEEL 1999/2000.

PUKASIEWICZ, A. G. M., **Desenvolvimento de revestimentos Fe-Mn-Cr-Si-Ni resistentes à cavitação depositadas por aspersão ASP.** Tese de doutorado, UFPR, Curitiba, 2008.

RIBEIRO, H. O., **Desenvolvimento de ligas para revestimentos por PTA resistentes à cavitação.** Tese de doutorado, UFSC, Florianópolis, 2007.

RIBEIRO, H. O., BUSCHINELLI A. J. A., DUTRA, J. C. and D'OLIVEIRA, A. S. C. M., **Cavitation Erosion Resistance of CrMnSiN Austenitic Stainless Steels Deposited by PTA.** *Soldagem Insp.* São Paulo, Vol. 15, No. 2, p.121-129, Abr/Jun 2010.

RICHMAN, R. H. and MCNAUGHTON, W. P., **Correlation of cavitation properties of metals erosion behavior with mechanical.** *Wear*, vol. 140, pp. 63–82, 1990.

SANTA, J. F., BLANCO, J. A., GIRALDO, J. E. AND TORO, A., **Cavitation erosion of martensitic and austenitic stainless steel welded coatings.** *Wear*, vol. 271, no. 9–10, pp. 1445–1453, 2011.

SANTOS, J. F., GARZÓN, C. M., TSCHIPTSCHIN, A. P., **Improvement of the cavitation erosion resistance of an AISI 304L austenitic stainless steel by high temperature gas nitriding**. *Materials Science and Engineering A* 382 (2004) 378–386.

SILVA, R. H. G. e DUTRA, J. C., **Processo PTA-P – Uma Revisão da literatura como Base para Inovações. Parte 2 de 2: Comportamento Térmico e cinemático do Pó, Parâmetros e Consumíveis do Processo**. *Soldag. Insp.* São Paulo, Vol.17, Nº. 2, p.173-183, Abr/Jun 2012.

SILVEIRA, L. L., PUKASIEWICZ, A. G. M., **Análise do Efeito da Adição de B<sub>4</sub>C e Fe-B na Microestrutura e Dureza de uma Liga Fe-Mn-Si Depositada por Plasma PTA**. 67º Congresso da ABM, 30 de Julho a 2 de Agosto DE 2013, Rio de Janeiro.

STOLTZ, R. E. and VANDER SANDE, J. B., **The Effect of Nitrogen on Stacking Fault Energy of Fe-Ni-Cr-Mn Steels**. *METALLURGICAL TRANSACTIONS A*, June, 1980.

TOMÁS, M. T. D. L. G., **Estudo do fenômeno da cavitação - Implementação de técnicas experimentais**. Universidade do Porto, 1986.

VANAT, K. J.; CAPRA, A. R.; PUKASIEWICZ, A. G. M., **Influência do boro na microestrutura de revestimentos depositados por plasma PTA resistentes à cavitação**. XIX Congresso Nacional de Estudantes de Engenharia Mecânica – CREEM, São Carlos, São Paulo, 2012.

XIAOJUN, Z., PROCOPIAK, L. A. J., SOUZA, N. C. AND D'OLIVEIRA A. S. C. M., **Phase transformation during cavitation erosion of a Co stainless steel**. vol. 358, pp. 3–8, 2003.

YONEZAWA, T., SUZUKI, K., OOKI, S. and HASHIMOTO, A., **The Effect of Chemical Composition and Heat Treatment Conditions on Stacking Fault Energy for Fe-Cr-Ni Austenitic Stainless Steel**. *Metallurgical and Materials Transactions A*, December, 2013. DOI: 10.1007/s11661-013-1943-0

YOSHIDA, K., MASUI, Y., NAGAMACHI, T., NISHINO, H., **Boron effects on AE event rate peaks during tensile deformation of [Ni<sub>3</sub>]Al intermetallic Compound**. *Journal of Acoustic Emission*, 2005.

WANG, Z. and ZHU, J., **Effect of phase transformation on cavitation erosion resistance of some ferrous alloys**. *Materials Science and Engineering*, 2003.

WULPI, D. J., **Understanding How Components Fail**. Second edition. ASM International. 1999.

## 9. APÊNDICES

---

### 9.1. APÊNDICE A – DESEMPENHO DOS REVESTIMENTOS COM UMA E DUAS CAMADAS

---

Sabe-se que revestimentos com menor diluição preservam a composição química de liga e seu potencial de absorção de energia durante a cavitação (BOCCANERA et al., 1999). Um procedimento amplamente utilizado na redução da diluição de revestimentos é a deposição de revestimentos multicamadas (FOLTRAN et al., 2001; FERREIRA e VENTRELLA, 2005; HEMMATI et al., 2012).

Neste trabalho foram depositados revestimentos com duas camadas, para minimizar o efeito da diluição, e revestimentos com uma camada, usados como parâmetro de controle da efetividade da dupla camada na redução da diluição e melhora na resistência à cavitação.

Esta seção apresenta a caracterização dos revestimentos com uma e duas camadas e compara o desempenho destes revestimentos frente à cavitação acelerada para dois teores de boro, a saber, x% e 2,5x%B.

A fim de se obter um cordão com boa molhabilidade os revestimentos com x% B precisaram ser depositados com corrente de 180 A, enquanto que os revestimentos com 2,5x% B puderam ser depositados com 160 A. A deposição dos revestimentos com x% B com maior corrente resultou em maior diluição, Figura A.1. Foram observadas variações muito discretas na composição química entre os revestimentos com uma e duas camadas, tanto para os revestimentos com x% quanto para os revestimentos com 2,5x%B. Observou-se apenas um maior teor de silício nos revestimentos com 2,5x%B que pode estar associado à menor diluição desses revestimentos.

A análise microestrutural por microscopia óptica revelou uma microestrutura dendrítica com eutético interdendrítico tanto nos revestimentos com x% e com 2,5x%B. A microestrutura dos revestimentos com uma e duas camadas com x% B é bastante semelhante, Figura A.2. A microestrutura do revestimento com 2,5x%B uma camada parece estar um pouco mais refinada do que a do revestimento com duas camadas, Figura A.3.

O mapeamento da composição química mostrou que, tanto nos revestimentos de uma e duas camadas (com x% e 2,5x% B), uma das fases constituintes do eutético é rica em cromo e boro, como ilustrado pela Figura A.4.

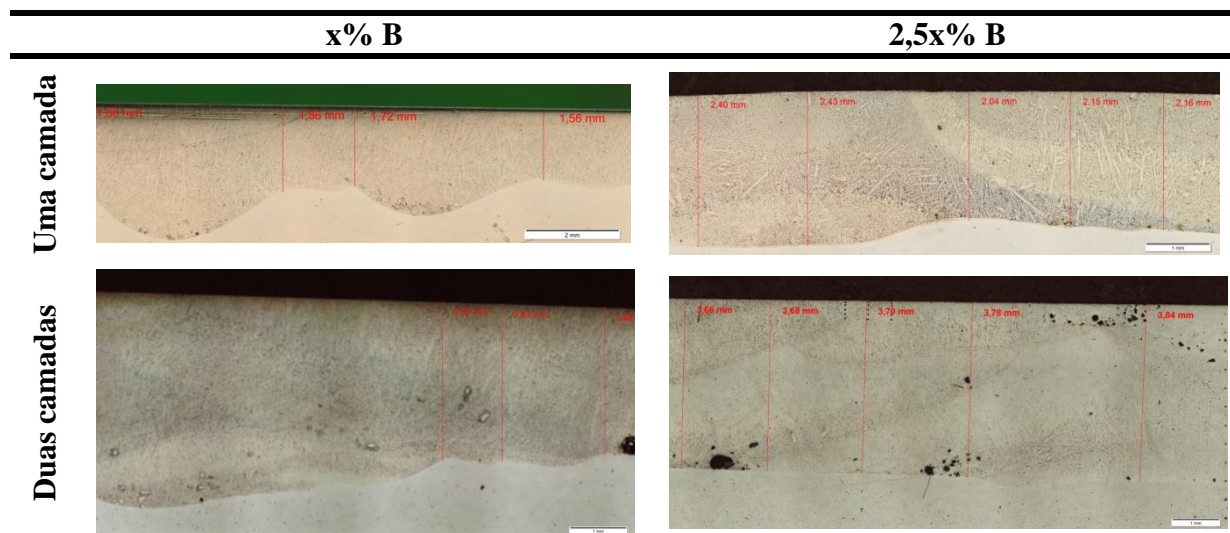


Figura A. 1 – Seção transversal dos revestimentos com uma e duas camadas com x% e 2,5x% B indicando maior diluição nos revestimentos com x% B

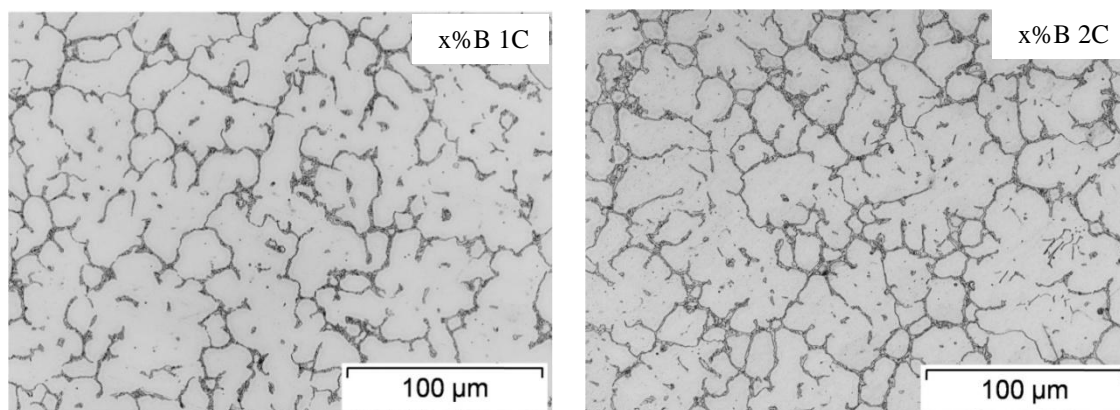


Figura A. 2 - Microestrutura na superfície dos revestimentos com x% B com uma e duas camadas mostrando dendrítas austeníticas e eutético constituído por austenita e  $\text{Fe}_{1,1}\text{Cr}_{0,9}\text{B}_{0,9}$  (reagente Vilella)



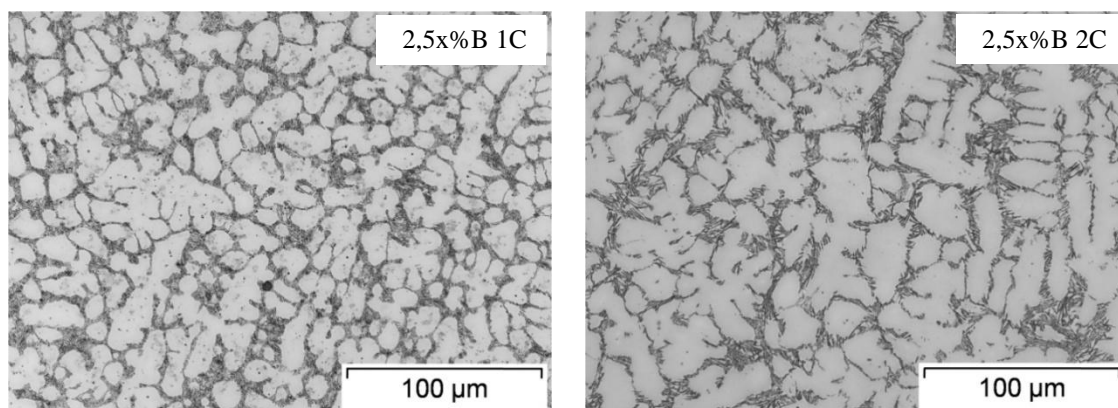


Figura A. 3 - Microestrutura na superfície dos revestimentos com 2,5x% B com uma e duas camadas mostrando dendritas austeníticas e eutético constituído por austenita e  $\text{Fe}_{1.1}\text{Cr}_{0.9}\text{B}_{0.9}$  (reagente Vilella)

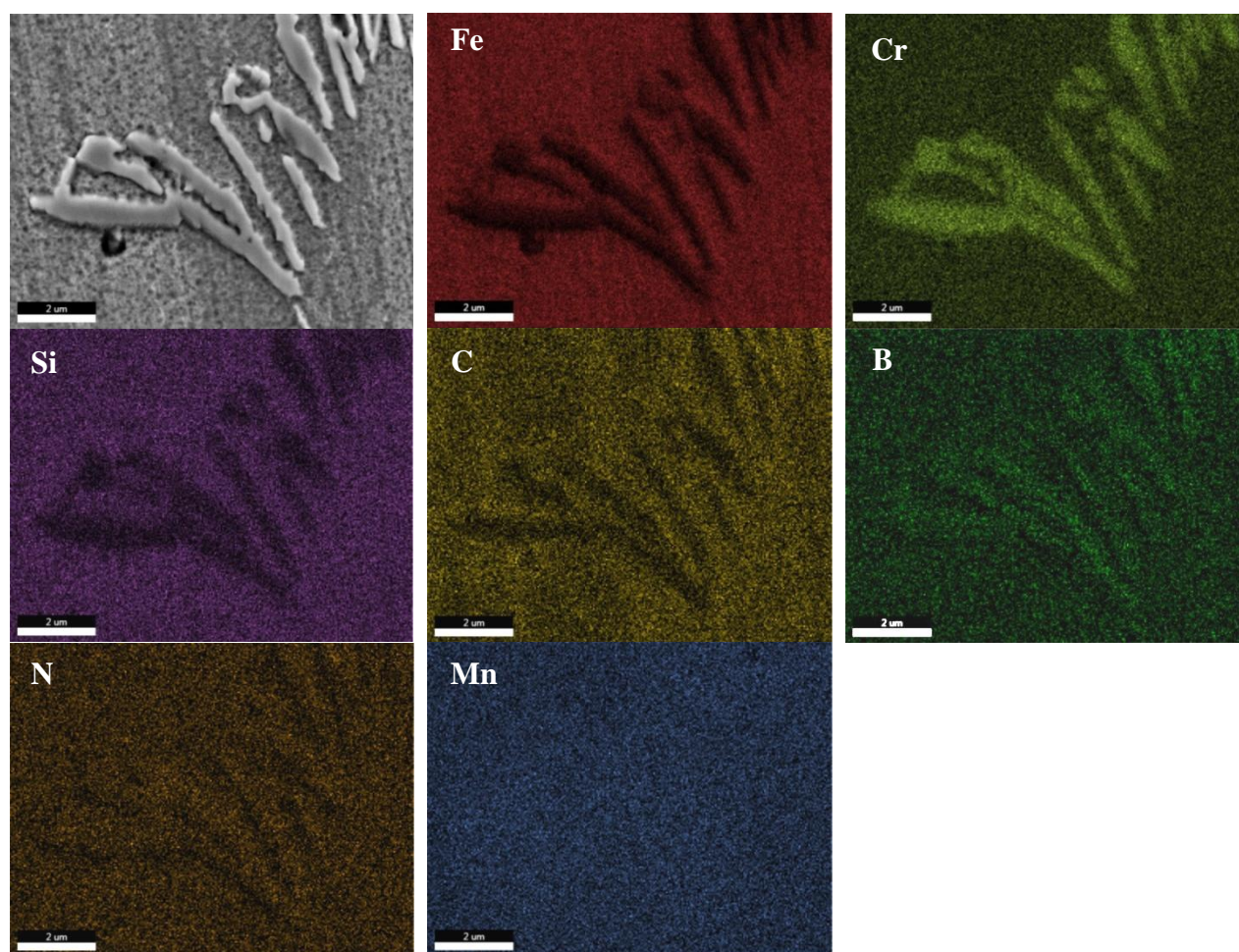


Figura A. 4 – Mapa de composição química do revestimento com 2,5x% B uma camada indicando presença de fase rica em cromo e boro (20.000X)

A análise por difração de raios-X (DRX) indicou presença da austenita e da fase  $\text{Fe}_{1.1}\text{Cr}_{0.9}\text{B}_{0.9}$  na superfície dos revestimentos de uma e duas camadas com 2,5x% B. A análise por DRX dos revestimentos com uma e duas camadas com x% B acusou a presença de austenita, mas não indicou nenhum pico característico da fase  $\text{Fe}_{1.1}\text{Cr}_{0.9}\text{B}_{0.9}$ , Figura A. 5.

Entretanto, a análise por microscopia quantitativa (Apêndice B) mostrou haver certo percentual de  $\text{Fe}_{1.1}\text{Cr}_{0.9}\text{B}_{0.9}$  nos revestimentos com uma e duas camadas com x% B, assim como o aumento do percentual dessa fase com o aumento do teor de boro, Figura A.6. Apesar do percentual de  $\text{Fe}_{1.1}\text{Cr}_{0.9}\text{B}_{0.9}$  dos revestimentos com x% B ser bastante próximo, os revestimentos com 2,5x%B tiveram uma diferença significativa entre o percentual de  $\text{Fe}_{1.1}\text{Cr}_{0.9}\text{B}_{0.9}$ , conforme análise da análise da variância.

O maior refino microestrutural e a maior quantidade de  $\text{Fe}_{1.1}\text{Cr}_{0.9}\text{B}_{0.9}$  do revestimento com 2,5x% B uma camada também se refletiu no aumento da microdureza da seção transversal do revestimento, Figura A.7. A microdureza dos revestimentos com x% B foi bastante semelhante, assim como foram a composição química, a microestrutura as fases presentes a o percentual de fase rica em boro.

A Tabela A.1 mostra o período de incubação nominal e a taxa de erosão máxima dos revestimentos com uma e duas camadas, com x% e 2,5x%B. Os corpos de prova com x% B uma camada tiveram melhor desempenho que os de duas camadas. Então, a hipótese de que os revestimentos com duas camadas teriam melhor resistência à cavitação não se confirmou.

Assim, na análise da influência do boro na resistência à cavitação dos revestimentos processados com misturas foram considerados todos os corpos de prova, independentemente do número de camadas.



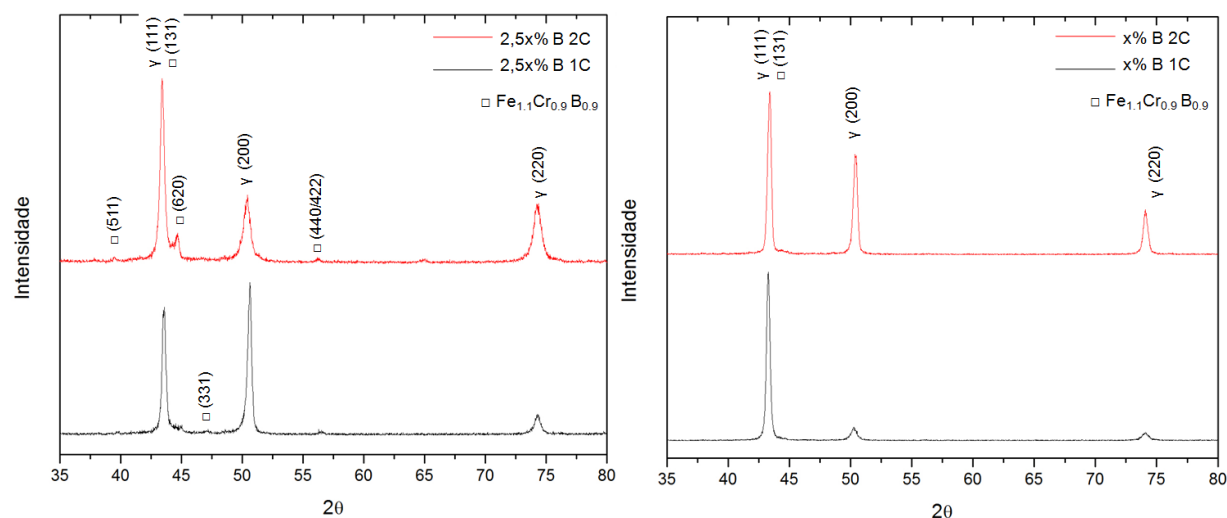


Figura A. 5 – Difratoograma dos revestimentos com uma e duas camadas com 2,5x% B (à esquerda) e com x% B (à direita)

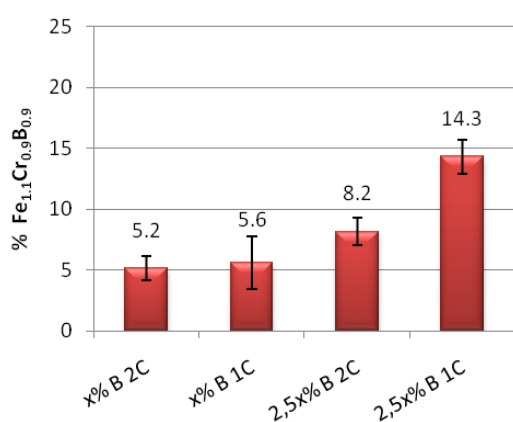


Figura A. 6 – Percentual de  $\text{Fe}_{1.1}\text{Cr}_{0.9}\text{B}_{0.9}$  determinado por microscopia quantitativa

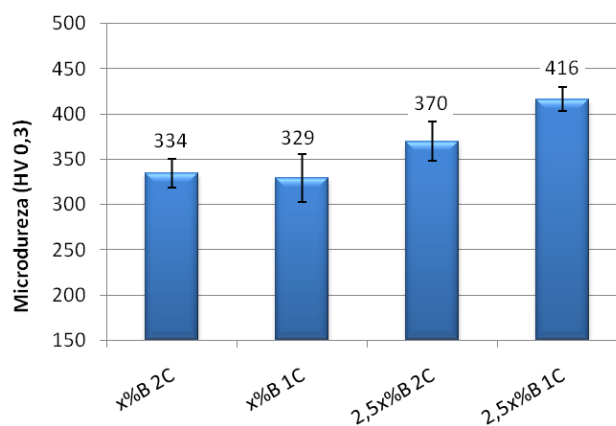


Figura A. 7 – Microdureza da seção transversal dos revestimentos de uma e duas camadas, com x% e 2,5x% B

Tabela A. 1 - Período de incubação, máxima taxa erosiva e perda de massa acumulada por área cavitada dos revestimentos com x% e 2,5x%B, uma e duas camadas

Corpo de prova	Período de incubação nominal (h)	Taxa de erosão máxima por área ( $\text{mg.h}^{-1}.\text{cm}^{-2}$ )
x%B 1C a	8,2	0,30
x%B 1C b	9,3	0,22
x%B 2C a	7,2	0,33
x%B 2C b	6,8	0,29
2,5x%B 1C	7,7	0,25
2,5x%B 2C	10,0	0,28

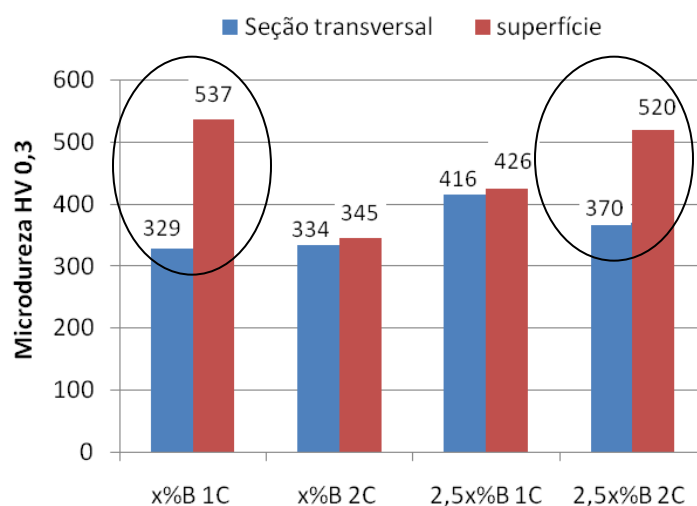


Figura A. 8 – Aumento da microdureza superficial devido ao encruamento

Entretanto, é importante destacar que os corpos de prova dos revestimentos com x%B uma camada e 2,5x% B duas camadas tiveram um maior período de incubação nominal. A medição da microdureza na superfície desses revestimentos, Figura A.8, e a análise microestrutural, Apêndice E, revelou que corpos de prova desses revestimentos estavam com a superfície encruada devido ao fresamento. A seção 5.3 deste trabalho explica detalhadamente como o encruamento contribui para o aumento do período de incubação nominal dos revestimentos.

A literatura relata que o encruamento contribui para a redução da taxa de erosão (MESA et al., 2011; MILLS e KNUTSEN, 1998). A menor taxa de erosão dos revestimentos com x%B uma camada (encruado) em relação ao de duas camadas está de acordo com a literatura.

Por outro lado, o revestimento com 2,5x% B duas camadas (encruado) tem maior taxa de erosão do que o revestimento 2,5x% B uma camada, sem encruamento. Além do encruamento, um outro fator que pode estar contribuindo para a redução da taxa de erosão do revestimento com uma camada é o percentual de  $\text{Fe}_{1,1}\text{Cr}_{0,9}\text{B}_{0,9}$  e por extensão, o percentual de eutético. A seção 5.1.2 deste trabalho mostra com detalhes como o aumento do percentual de eutético altera o mecanismo de erosão e contribui para a redução da taxa de erosão máxima.

Assim, nos revestimentos estudados neste trabalho, o efeito do encruamento e da quantidade de eutético sobrepõem o efeito da redução da diluição no aumento da resistência à cavitação.

## 9.2. APÊNDICE B – MICROSCOPIA QUANTITATIVA DOS REVESTIMENTOS

Amostras dos revestimentos foram preparadas por metalografia e a microestrutura foi revelada por ataque químico com o reagente  $1,2\%K_2S_2O_5 + 0,5\%NH_4HF_2 + 100$  ml de água destilada (GU, 1994). Imagens de diferentes regiões foram capturadas com ampliação de 500 e 250 X. A técnica de microscopia quantitativa foi aplicada à fase  $Fe_{1,1}Cr_{0,9}B_{0,9}$ . As imagens originais e processadas são apresentadas lado a lado, juntamente com o percentual da fase indicado pela análise.

Os revestimentos e as respectivas figuras que mostram sua microscopia quantitativa são apresentados na Tabela B.1.

Os valores encontrados estão organizados na Tabela B.2. A estatística descritiva dos resultados é apresentada na Tabela B.3. O quadro para a análise da variância é apresentado na Tabela B.4 e indica com 95% de confiabilidade que pelo menos uma das médias é significativamente diferente das demais. A Tabela B.5 mostra os resultados do teste de Tukey, que compara as médias duas a duas, e indica quais médias não são significativamente diferente entre si.

Tabela B. 1 – Correspondência entre Figuras e os revestimentos quantificados

Revestimento	Figura(s)	Revestimento	Figura(s)
<b>x% B 1C</b>	B.1	<b>5x% B 2C</b>	B.8 e B.9
<b>x% B 2C</b>	B.2 e B.3	<b>AT x% B 1C</b>	B.10 e B.11
<b>2,5x% B 1C</b>	B.4 e B.5	<b>AT 2,5x% B 1C</b>	B.12, B.13 e B.14
<b>2,5x% B 2C</b>	B.6 e B.7		

Tabela B. 2 – Percentual de  $Fe_{1,1}Cr_{0,9}B_{0,9}$  nos revestimentos processados com misturas mecânicas de pós elementares e com pós atomizados

x% B 1C	x% B 2C	2,5x% B 1C	2,5x% B 2C	5x% B 2C	AT x% B 1C	AT 2,5x% B 1C
3,91	3,97	15,86	6,99	16,57	3,37	5,79
7,82	5,85	13,56	8,25	18,61	3,83	4,3
7,07	4,41	12,34	7,52	18,04	4,09	6,04
3,54	4,72	14,96	9,69	19,82	4,62	7,18
	5,17	15,66	7,71	22,21	3,51	6,69
	6,78	13,36	9,64			3,75
			7,32			4,65
						5,2

Tabela B. 3 – Estatística descritiva do percentual de  $\text{Fe}_{1.1}\text{Cr}_{0.9}\text{B}_{0.9}$  nos revestimentos processados com misturas mecânicas de pós elementares e com pós atomizados

	Sample Size	Mean	Standard Deviation	SE of Mean
x% B 1C	4	5.6	2.2	1.1
x% B 2C	6	5.2	1.0	0.4
2,5x% B 1C	6	14.3	1.4	0.6
2,5x%B 2C	7	8.2	1.1	0.4
5x% B 2C	5	19.0	2.1	0.9
AT x% B 1C	5	3.9	0.5	0.2
AT 2,5x% B 1C	8	5.5	1.2	0.4

Tabela B. 4 – Quadro para a análise da variância do percentual de  $\text{Fe}_{1.1}\text{Cr}_{0.9}\text{B}_{0.9}$  nos revestimentos processados com misturas mecânicas de pós elementares e com pós atomizados

	DF	Sum of Squares	Mean Square	F Value	Prob>F
Model	6	1039.9	173.3	89.9	0
Error	34	65.5	1.9		
Total	40	1105.4			

Null Hypothesis: The means of all levels are equal

Alternative Hypothesis: The means of one or more levels are different

At the 0.05 level, the population means are significantly different.

Tabela B. 5 – Teste de Tukey comparando as médias do percentual de  $\text{Fe}_{1.1}\text{Cr}_{0.9}\text{B}_{0.9}$  nos revestimentos processados com misturas mecânicas de pós elementares e com pós atomizados

	MeanDiff	SEM	q Value	Prob	Alpha	Sig	LCL	UCL
x%B 2C x%B 1C	-0.435	0.89607	0.68653	0.99889	0.05	0	-3.2409	2.3709
2,5x%B 1C x%B 1C	8.705	0.89607	13.73856	7.81776E-8	0.05	1	5.8991	11.5109
2,5x%B 1C x%B 2C	9.14	0.80147	16.12774	6.58051E-8	0.05	1	6.63032	11.64968
2,5x%B 2C x%B 1C	2.575	0.87009	4.1853	0.07409	0.05	0	-0.14956	5.29956
2,5x%B 2C x%B 2C	3.01	0.77232	5.51171	0.00718	0.05	1	0.59162	5.42838
2,5x%B 2C 2,5x%B 1C	-6.13	0.77232	11.22484	9.90902E-8	0.05	1	-8.54838	-3.71162
5x%B x%B 1C	13.465	0.93122	20.44876	8.47761E-9	0.05	1	10.54902	16.38098
5x%B x%B 2C	13.9	0.84059	23.38546	2.67998E-9	0.05	1	11.26783	16.53217
5x%B 2,5x%B 1C	4.76	0.84059	8.00826	4.53623E-5	0.05	1	2.12783	7.39217
5x%B 2,5x%B 2C	10.89	0.81284	18.9469	0	0.05	1	8.34472	13.43528
AT x%B 1C x%B 1C	-1.701	0.93122	2.58324	0.54018	0.05	0	-4.61698	1.21498
AT x%B 1C x%B 2C	-1.266	0.84059	2.12993	0.73931	0.05	0	-3.89817	1.36617
AT x%B 1C 2,5x%B 1C	-10.406	0.84059	17.50713	5.93484E-8	0.05	1	-13.03817	-7.77383
AT x%B 1C 2,5x%B 2C	-4.276	0.81284	7.43957	1.48509E-4	0.05	1	-6.82128	-1.73072
AT x%B 1C 5x%B	-15.166	0.87797	24.42912	5.71487E-8	0.05	1	-17.91521	-12.41679
AT 2,5x%B 1C x%B 1C	-0.135	0.85009	0.22459	1	0.05	0	-2.79691	2.52691
AT 2,5x%B 1C x%B 2C	0.3	0.74971	0.56591	0.99963	0.05	0	-2.04759	2.64759
AT 2,5x%B 1C 2,5x%B 1C	-8.84	0.74971	16.67538	6.32038E-8	0.05	1	-11.18759	-6.49241
AT 2,5x%B 1C 2,5x%B 2C	-2.71	0.71846	5.33439	0.01004	0.05	1	-4.95973	-0.46027
AT 2,5x%B 1C 5x%B	-13.6	0.79139	24.30323	5.66544E-8	0.05	1	-16.07811	-11.12189
AT 2,5x%B 1C AT x%B 1C	1.566	0.79139	2.79845	0.44583	0.05	0	-0.91211	4.04411

Sig equals 1 indicates that the means difference is significant at the 0.05 level.

Sig equals 0 indicates that the means difference is not significant at the 0.05 level.



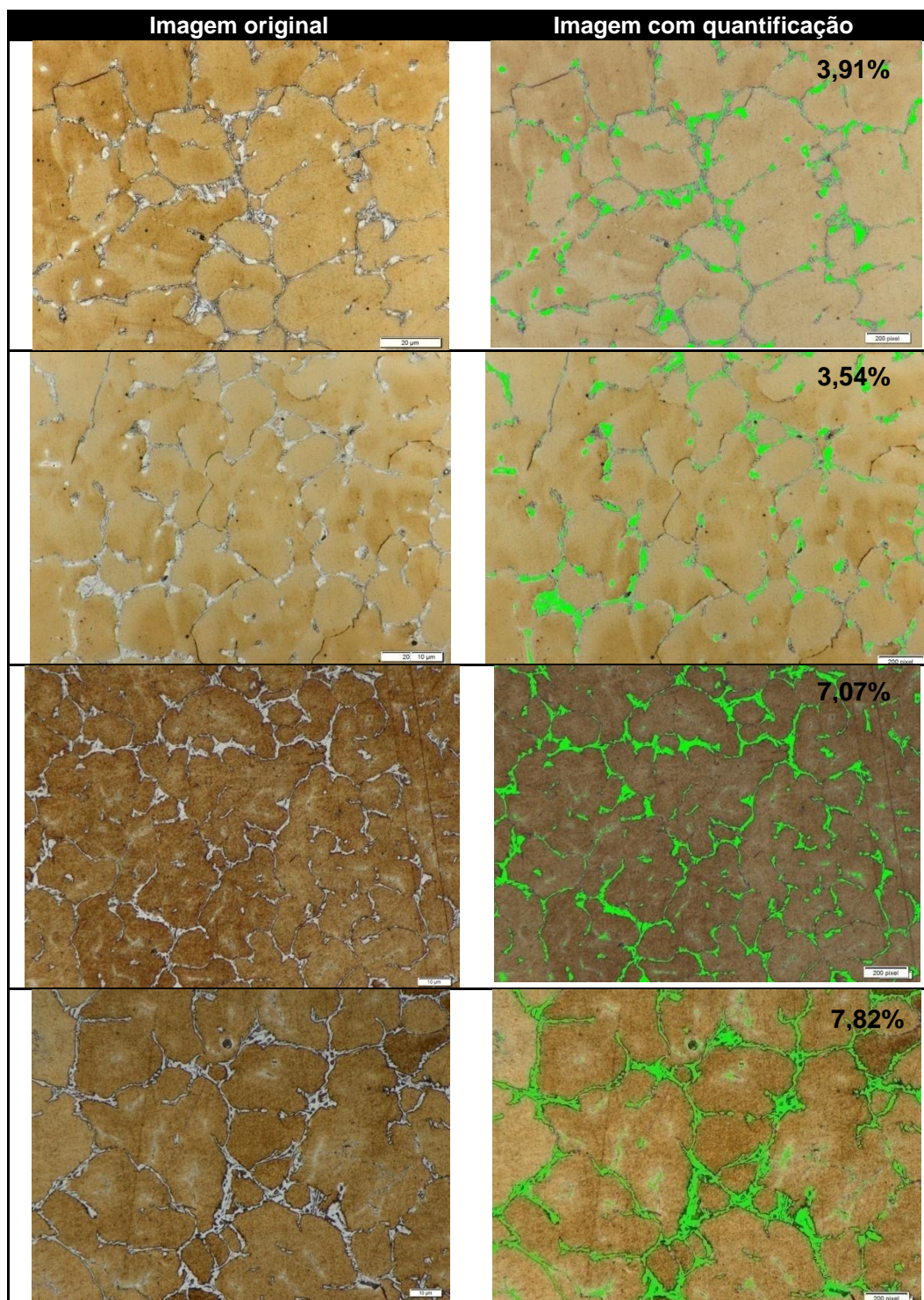


Figura B. 1 – Quantificação da fase  $\text{Fe}_{1,1}\text{Cr}_{0,9}\text{B}_{0,9}$  do revestimento com x% B uma camada



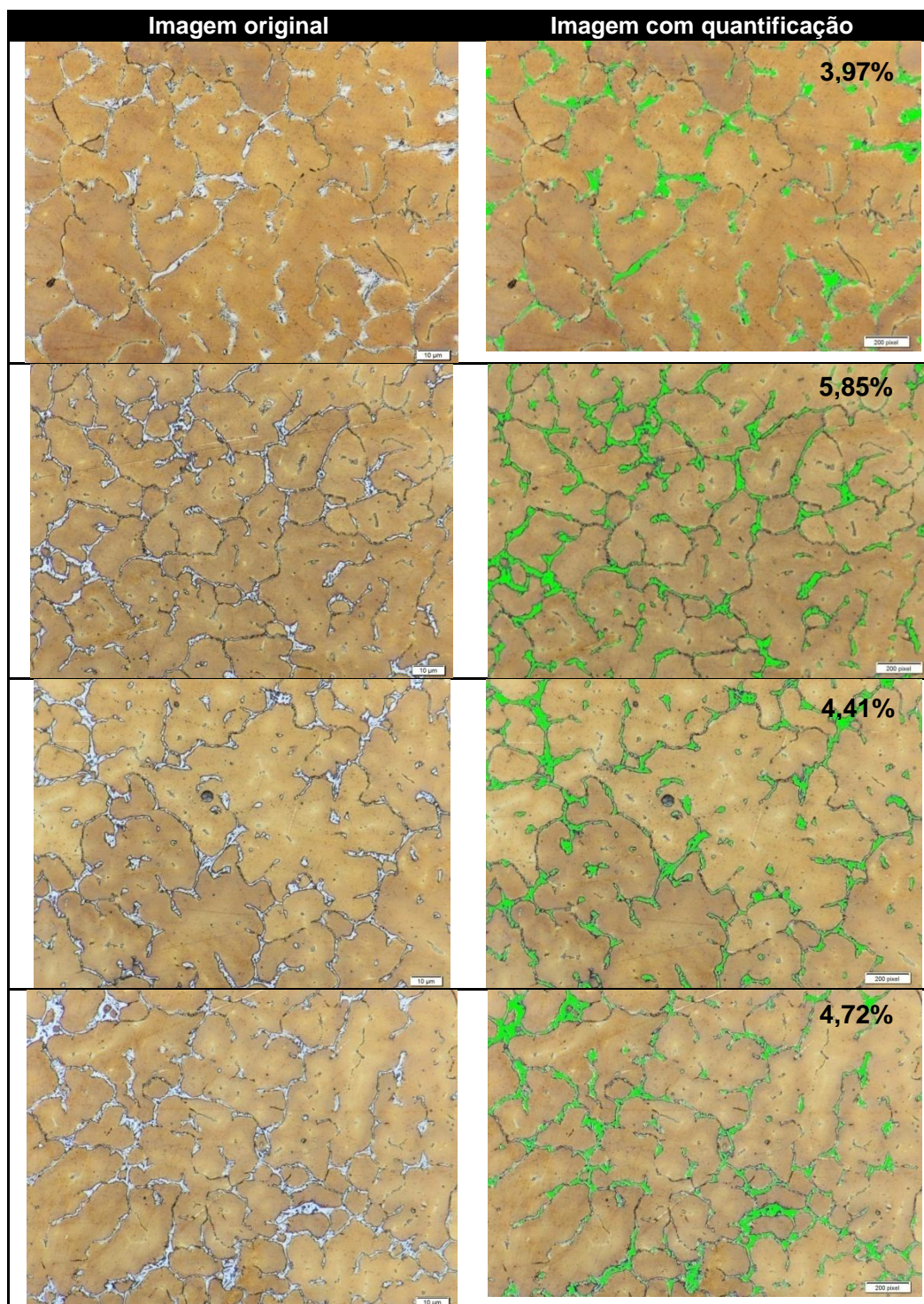


Figura B. 2 – Quantificação da fase  $\text{Fe}_{1,1}\text{Cr}_{0,9}\text{B}_{0,9}$  do revestimento com x% B duas camadas



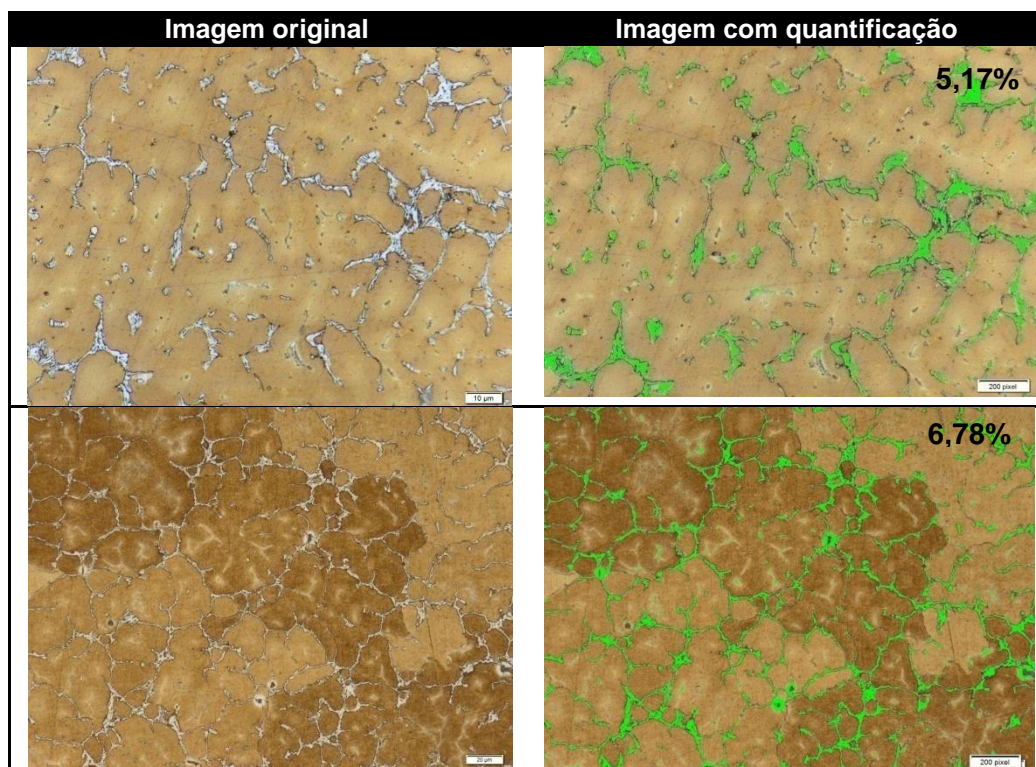


Figura B. 3 – Quantificação da fase  $\text{Fe}_{1.1}\text{Cr}_{0.9}\text{B}_{0.9}$  do revestimento com x% B duas camadas

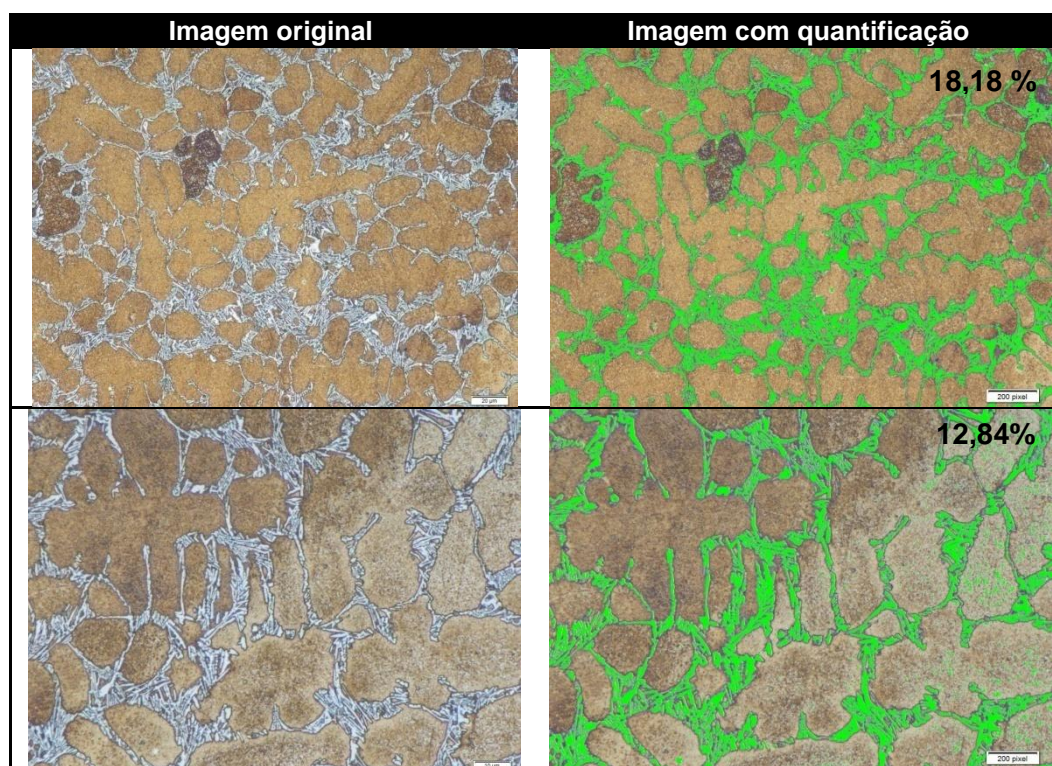


Figura B. 4 – Quantificação da fase  $\text{Fe}_{1.1}\text{Cr}_{0.9}\text{B}_{0.9}$  do revestimento com 2,5x% B uma camada



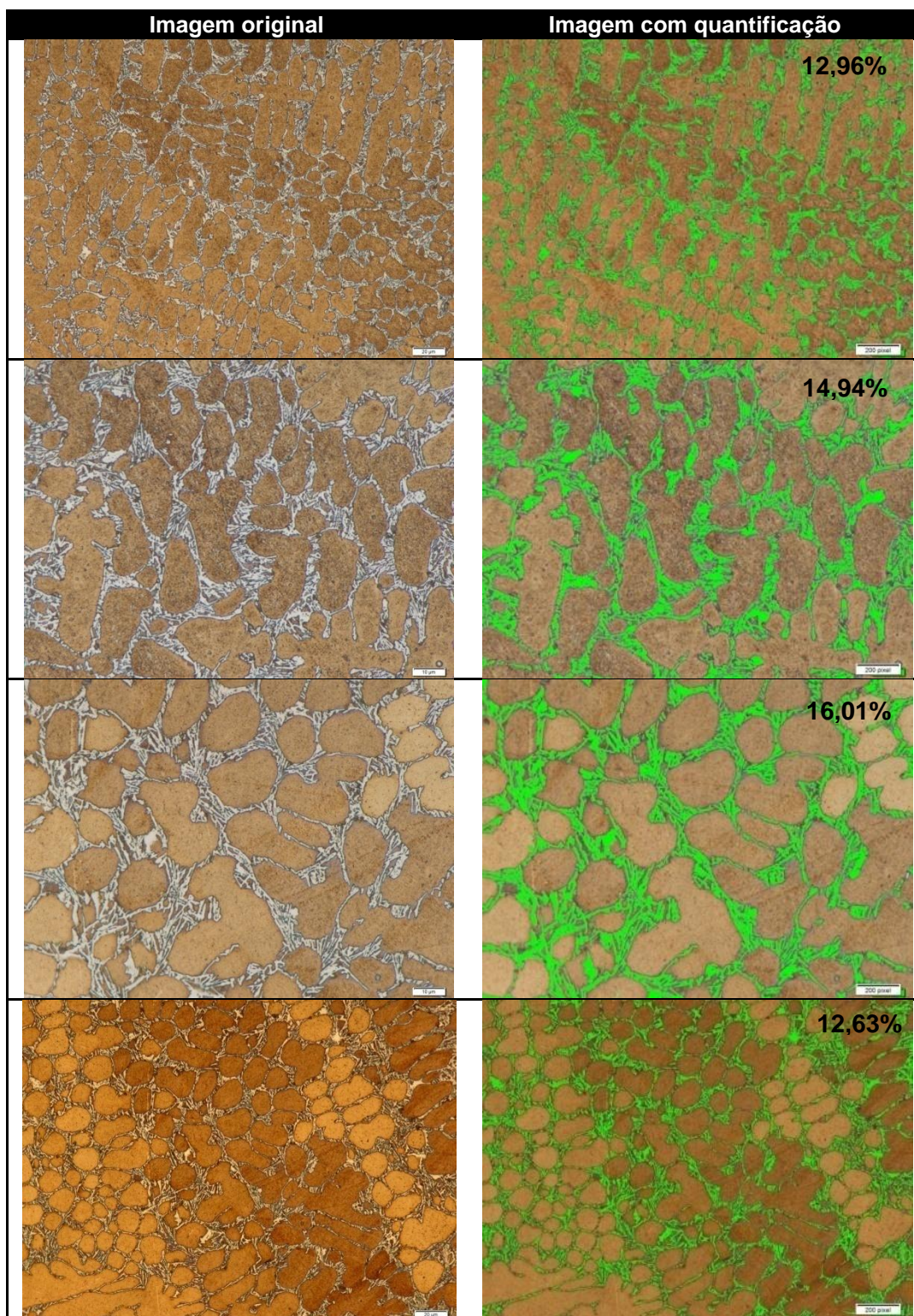


Figura B. 5 – Quantificação da fase  $\text{Fe}_{1,1}\text{Cr}_{0,9}\text{B}_{0,9}$  do revestimento com 2,5x% B uma camada



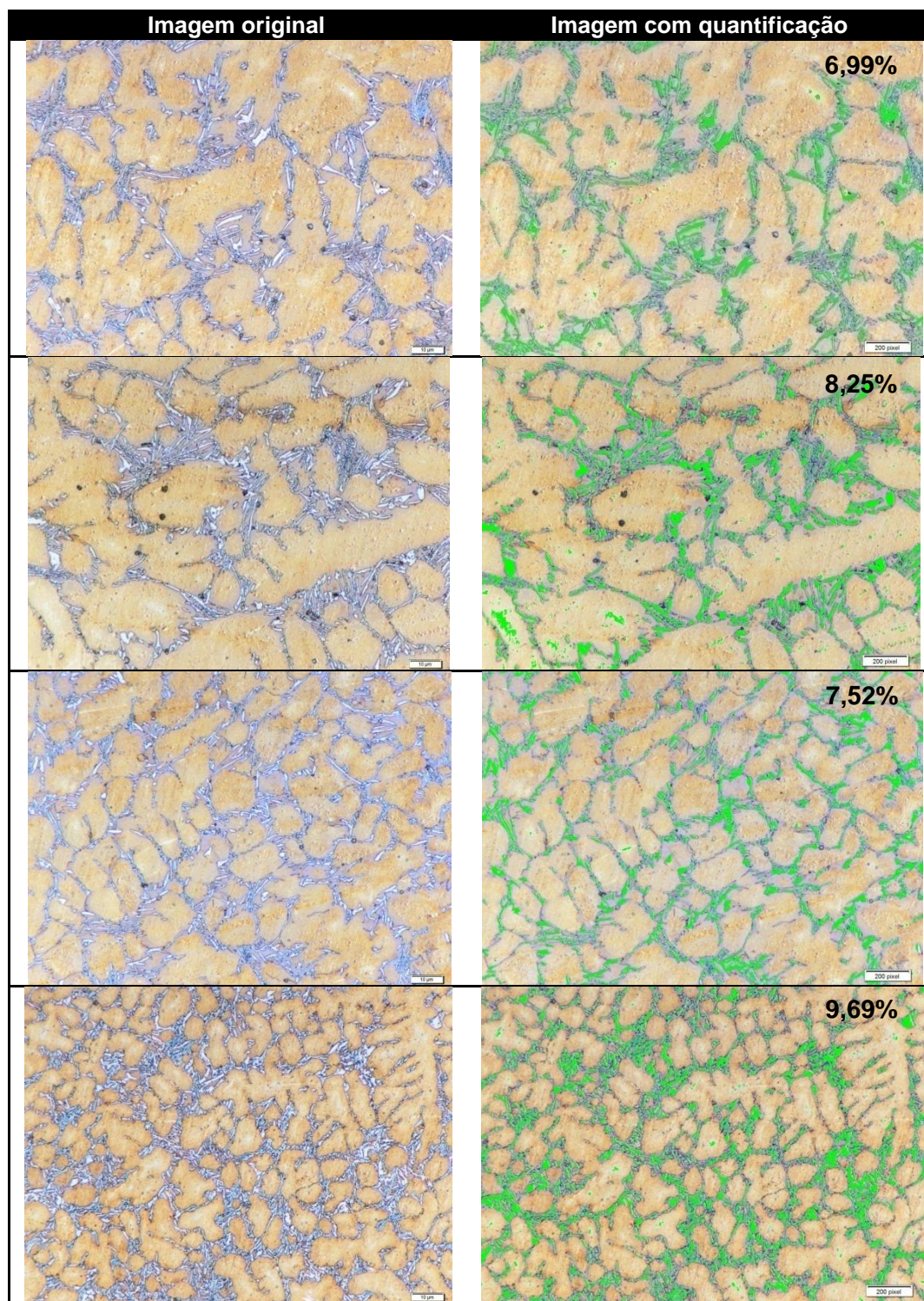


Figura B. 6 – Quantificação da fase  $\text{Fe}_{1.1}\text{Cr}_{0.9}\text{B}_{0.9}$  do revestimento com 2,5x% B duas camadas



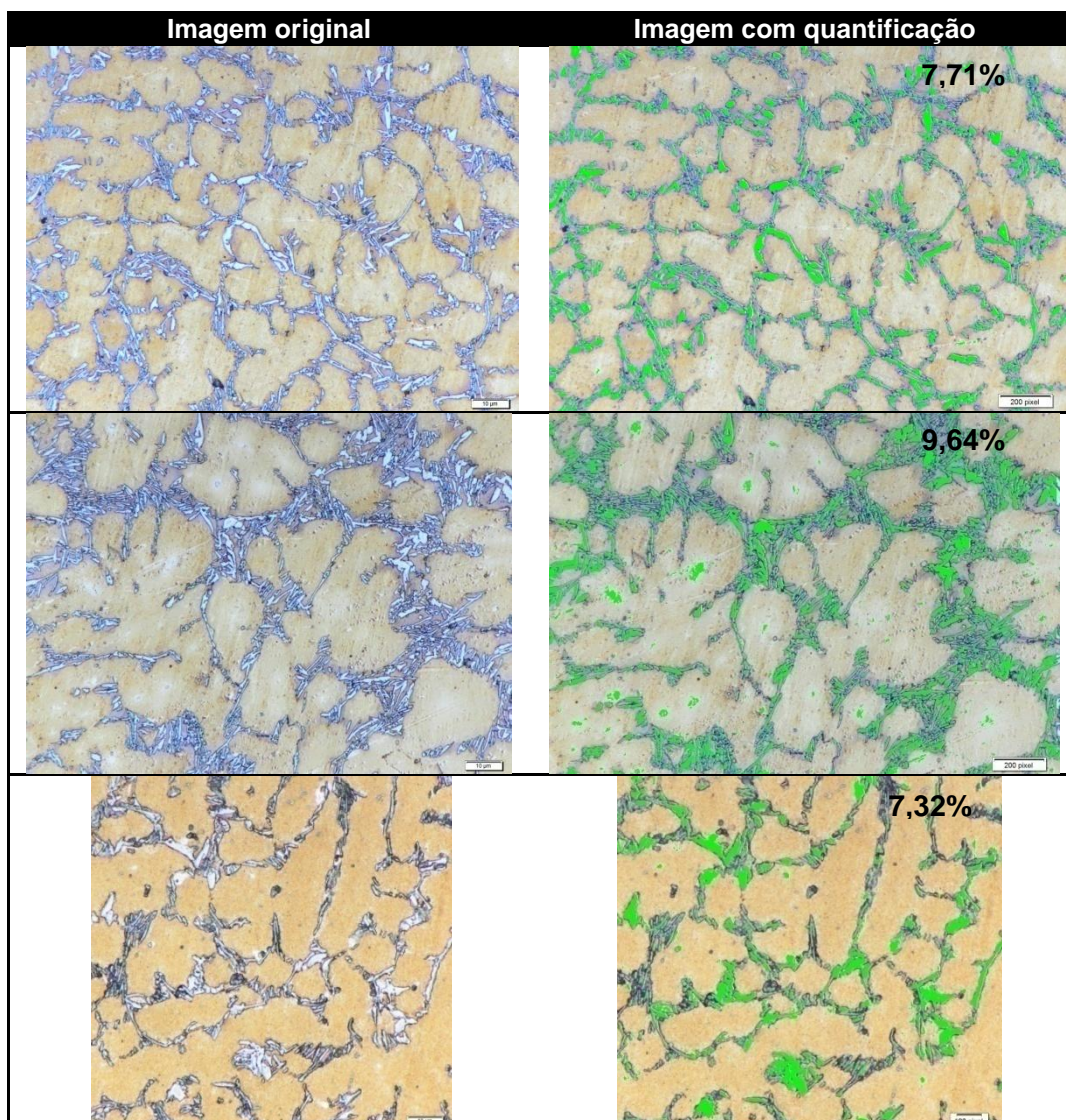


Figura B. 7 – Quantificação da fase  $\text{Fe}_{1.1}\text{Cr}_{0.9}\text{B}_{0.9}$  do revestimento com 2,5x% B duas camadas

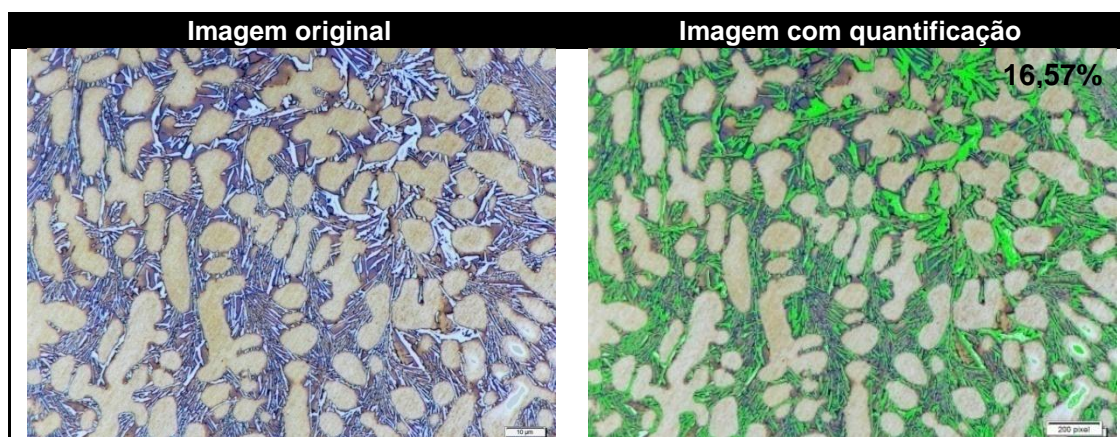


Figura B. 8 – Quantificação da fase  $\text{Fe}_{1.1}\text{Cr}_{0.9}\text{B}_{0.9}$  do revestimento com 5x% B duas camadas



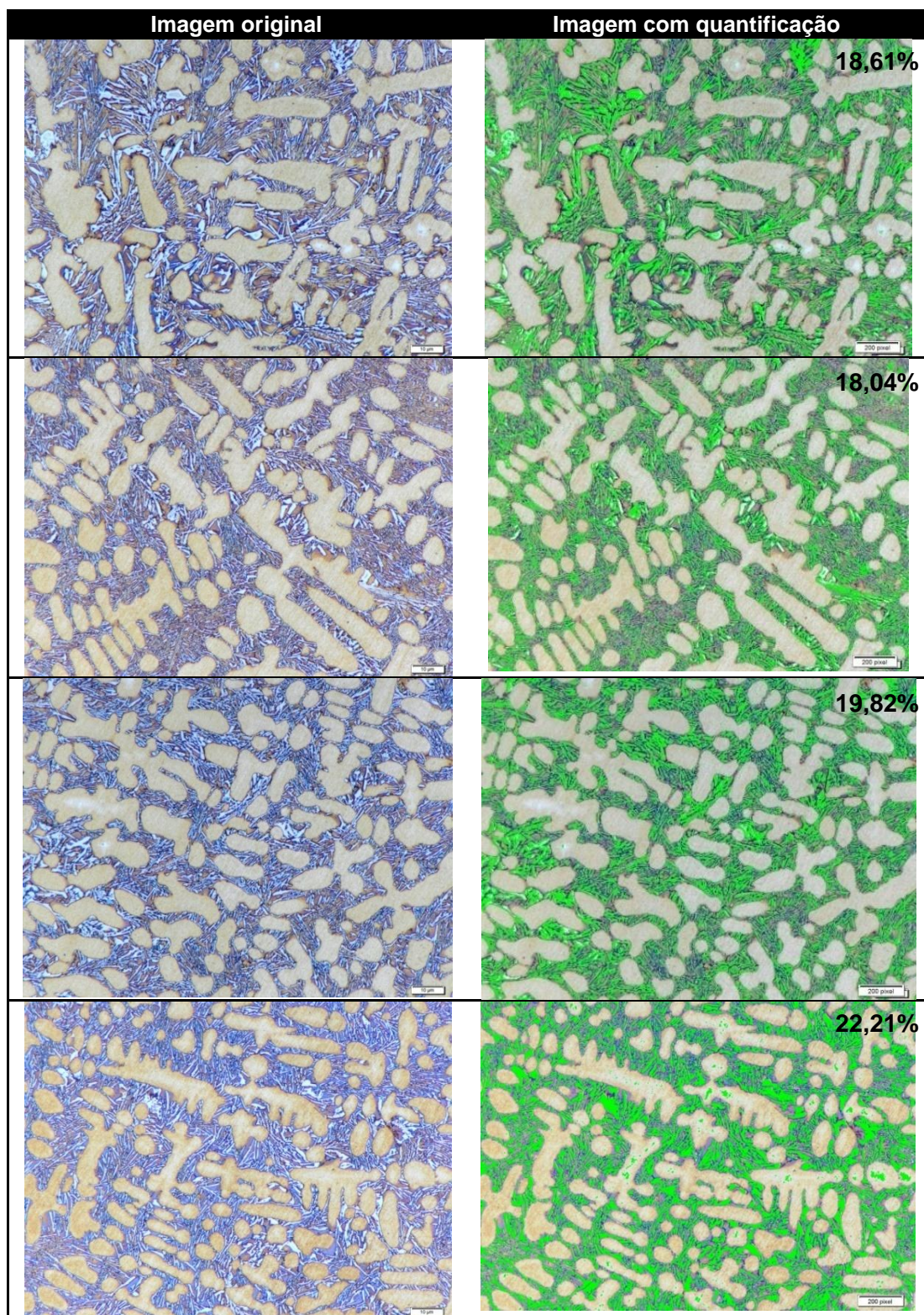


Figura B. 9 – Quantificação da fase  $\text{Fe}_{1.1}\text{Cr}_{0.9}\text{B}_{0.9}$  do revestimento com 5x% B duas camadas



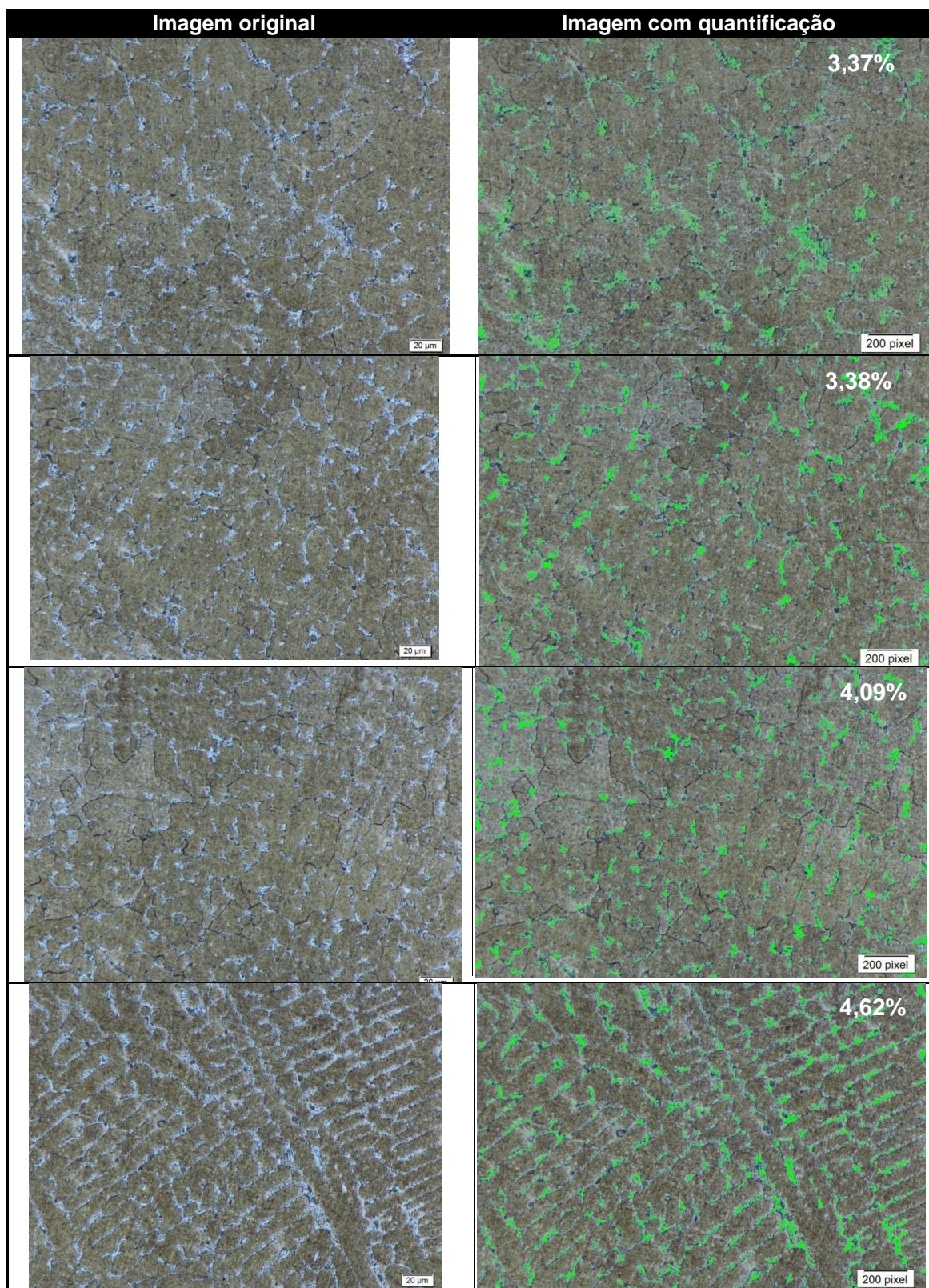


Figura B. 10 – Quantificação da fase  $\text{Fe}_{1,1}\text{Cr}_{0,9}\text{B}_{0,9}$  do revestimento processado com pó atomizado com x% B uma camada



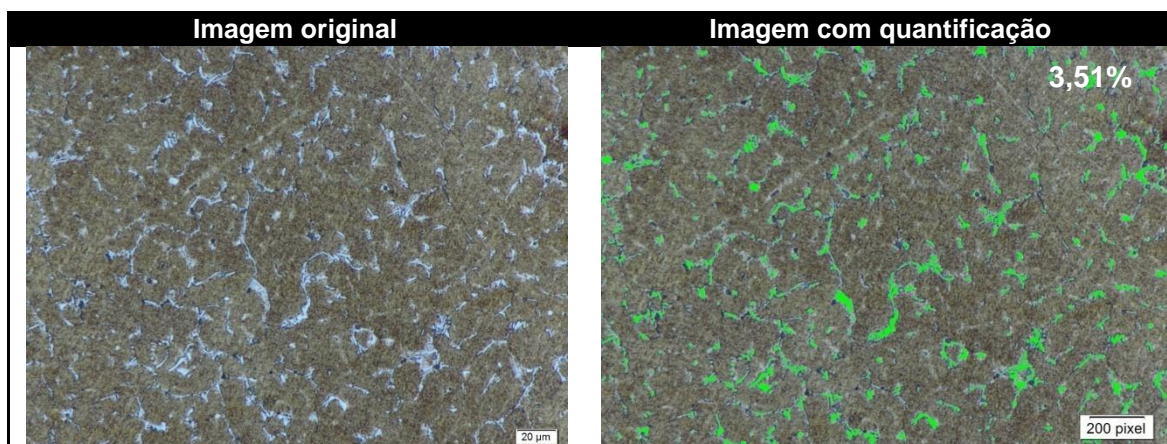


Figura B. 11 – Quantificação da fase  $\text{Fe}_{1.1}\text{Cr}_{0.9}\text{B}_{0.9}$  do revestimento processado com pó atomizado com x% B uma camada

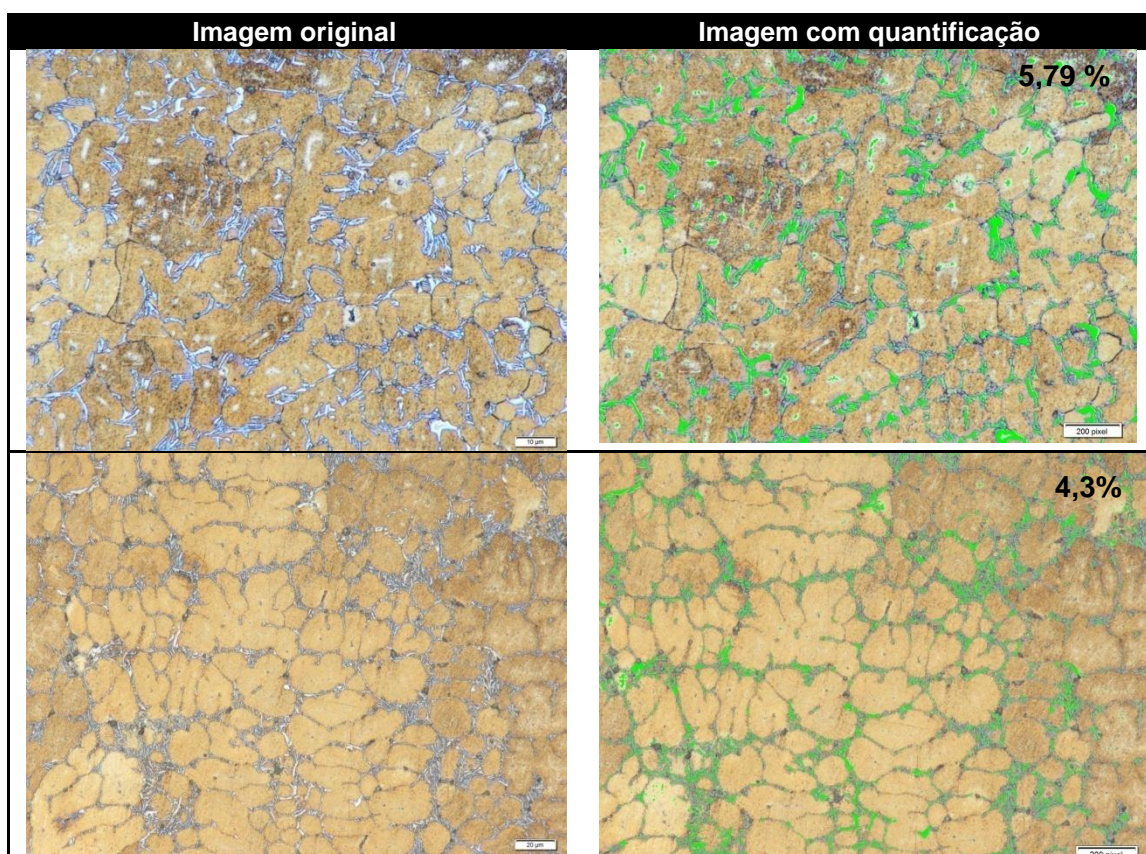


Figura B. 12 – Quantificação da fase  $\text{Fe}_{1.1}\text{Cr}_{0.9}\text{B}_{0.9}$  do revestimento processado com pó atomizado com 2,5x% B uma camada



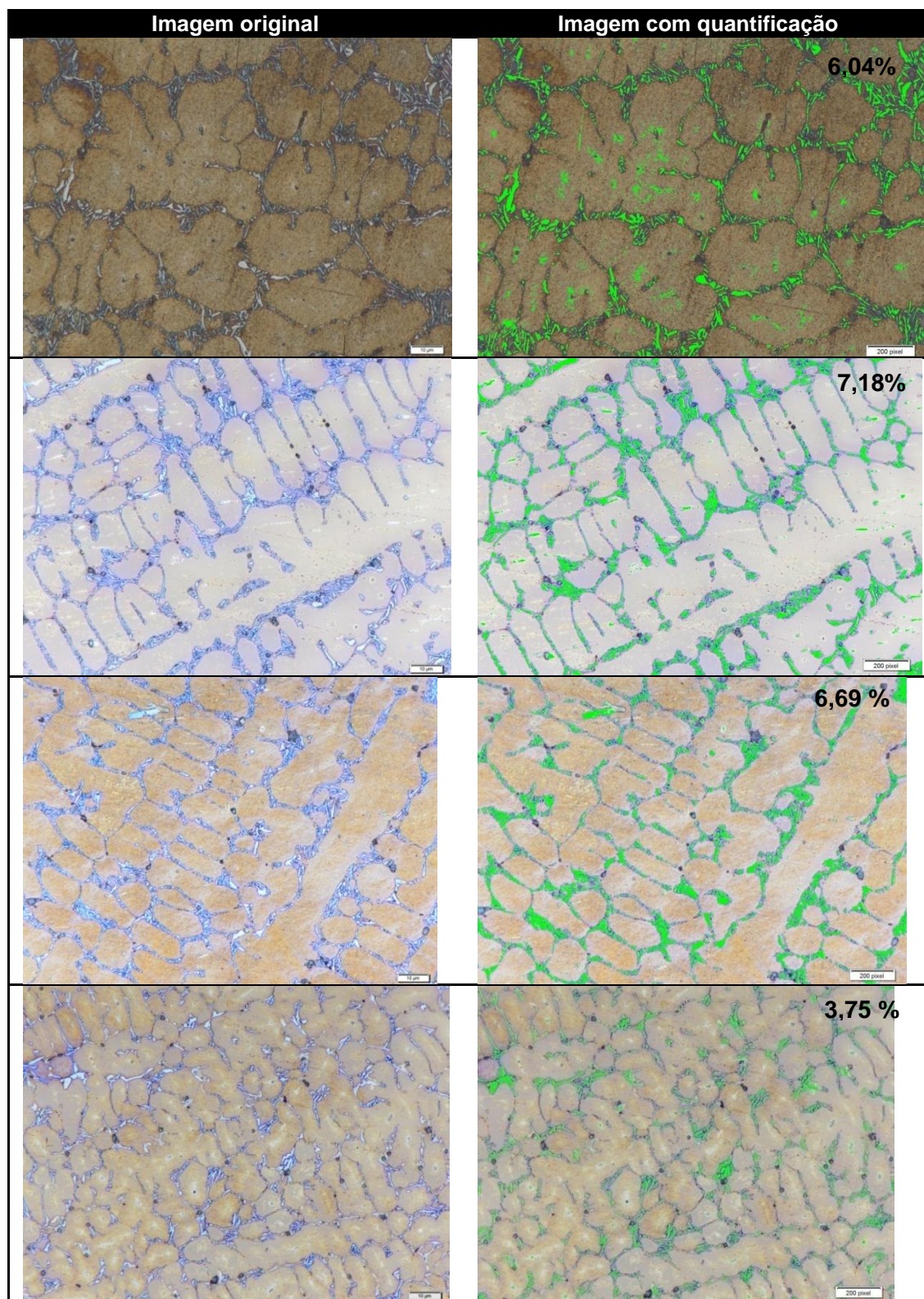


Figura B. 13 – Quantificação da fase  $\text{Fe}_{1,1}\text{Cr}_{0,9}\text{B}_{0,9}$  do revestimento processado com pó atomizado com 2,5x% B uma camada



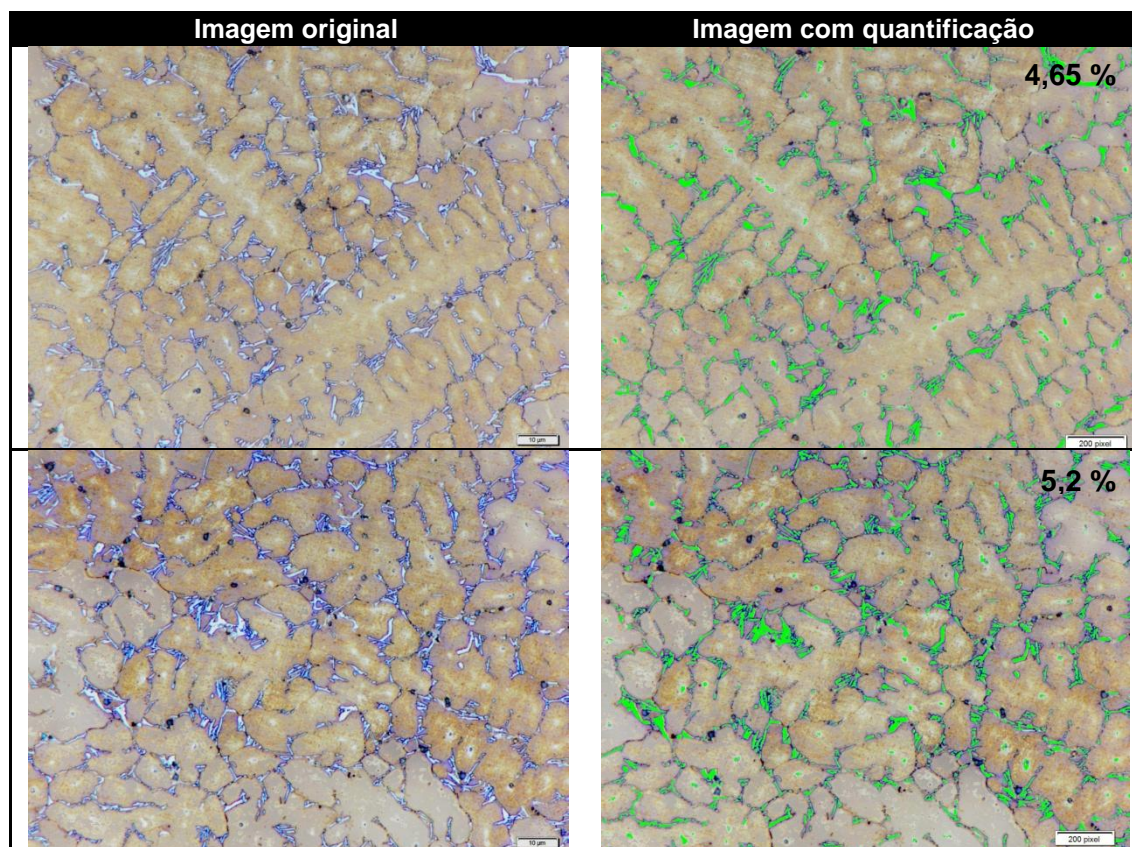


Figura B. 14 – Quantificação da fase  $\text{Fe}_{1.1}\text{Cr}_{0.9}\text{B}_{0.9}$  do revestimento processado com pó atomizado com 2,5x% B uma camada

### 9.3. APÊNDICE C - MICRODUREZA NA SEÇÃO TRANSVERSAL

O perfil de microdureza dos revestimentos foi medido em três regiões diferentes da seção transversal pelo ensaio de microdureza Vickers com 300 g de carga. O resultados apresentados na Tabela C.1 são referentes aos revestimentos de duas camadas processados com misturas mecânicas de pós elementares e os resultados da Tabela C.2 são referentes aos revestimentos de uma camada processados com misturas mecânicas com x% e 2,5x% B e com pós atomizados com x% e 2,5x% B.

Tabela C. 1 – Microdureza na seção transversal dos revestimentos de duas camadas processados com misturas mecânicas de pós elementares (HV 0,3)



Tabela C. 2 – Microdureza na seção transversal dos revestimentos de uma camada processados com misturas mecânicas de pós elementares com x% e 2,5x% B e com pós atomizados com x% e 2,5x% B (HV 0,3)

	Distância da linha de fusão (mm)	x% B 1C			2,5x% B 1C			AT x% B 1C			AT 2,5x% B 1C		
		1	2	3	1	2	3	1	2	3	1	2	3
<b>Substrato</b>	-0,75	204	196	200	228	219	222	196	196	184	191	192	197
	-0,5	193	201	205	230	221	223	201	189	196	179	176	185
	-0,25	208	306	199	215	217	222	195	190	195	185	194	183
<b>Revestimento</b>	0	309	314	333	357	375	391	278	303	349	333	323	373
	0,25	344	308	374	405	443	360	326	339	323	324	316	410
	0,5	320	340	322	388	415	357	309	356	331	343	332	354
	0,75	317	366	351	422	412	408	324	345	316	315	337	390
	1	353	336	305	396	421	382	344	338	305	363	339	381
	1,25	329	293	351	380	454	425	335	325	320	377	369	355
	1,5	369	311	395	386	446	436	366	344	311	376	357	383
	1,75				424	428	451	351	320	282	407	398	367
	2				407	468	433	401	332	347	505	490	477
	2,25				456	350	424	412	440	435			

Os valores de microdureza medidos no substrato foram desconsiderados e os valores de microdureza no revestimento foram utilizados na construção de gráficos *box plot* para identificação dos *outliers*. Os limites superior e inferior foram calculados usando-se um coeficiente de 0,5. Assim, pontos acima do valor do 3º quartil somado a 0,5 vezes a amplitude interquartílica ou os pontos abaixo do valor do 1º quartil diminuído de 0,5 vezes a amplitude interquartílica são considerados *outliers*. Os outliers foram desconsiderados no cálculo da microdureza média dos revestimentos.

As Figuras C.1 e C.2 mostram os gráficos referentes aos revestimentos de duas e uma camada, processados com misturas mecânicas de pós elementares. A Figura C.3 mostra o gráfico dos revestimentos processados com pós atomizados.

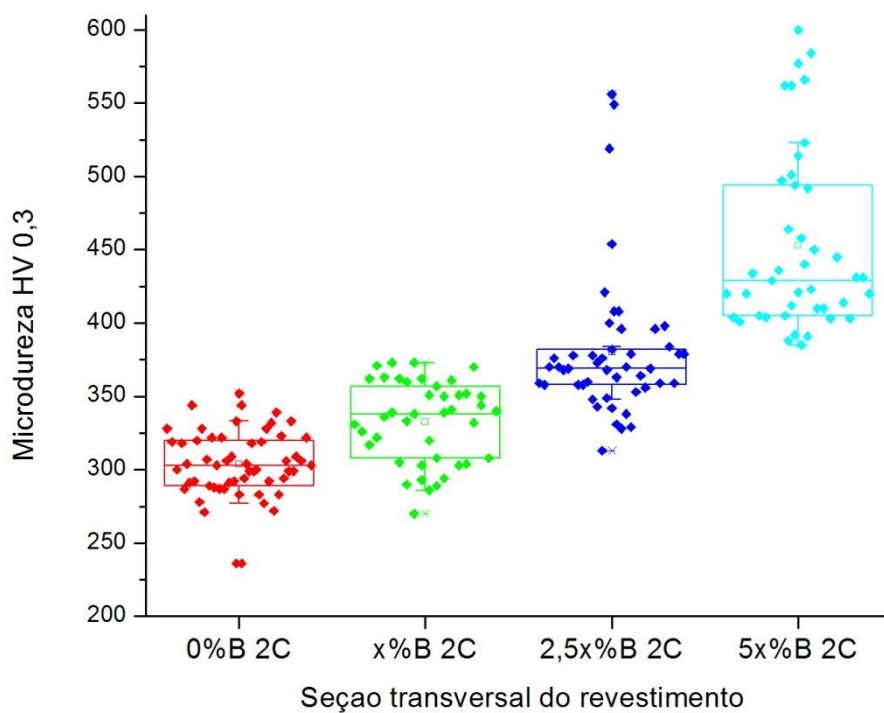


Figura C. 1 – Identificação dos pontos discrepantes de microdureza da seção transversal dos revestimentos de duas camadas com 0%, x%, 2,5x% e 5x% B

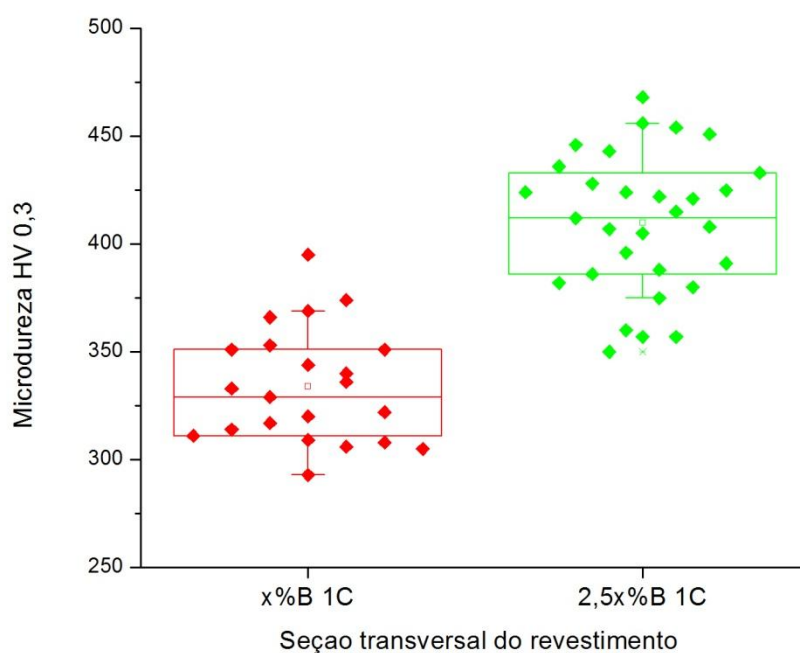


Figura C. 2 – Identificação dos pontos discrepantes de microdureza da seção transversal dos revestimentos de uma camada com x% e 2,5x% B

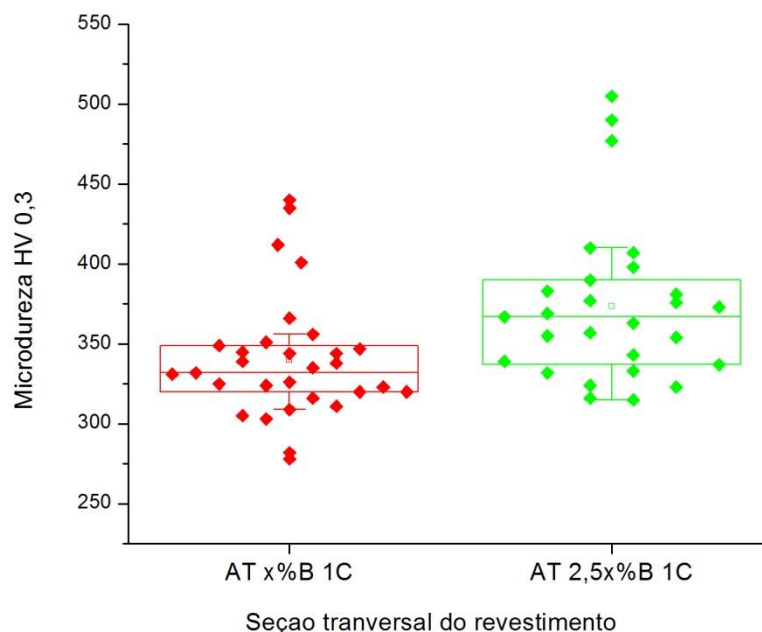


Figura C. 3 – Identificação dos pontos discrepantes de microdureza da seção transversal dos revestimentos de duas camadas com 0%, x%, 2,5x% e 5x% B

A estatística descritiva da microdureza dos revestimentos se encontra na Tabela C.3. A análise da variância, Tabela C.4, mostra com 95% de confiabilidade que as médias são significativamente diferentes entre si. A Tabela C.5 mostra o teste de Tukey para as microdurezas médias dos revestimentos processados apenas com misturas mecânica e a Tabela C.6 mostra o mesmo teste para comparar os revestimentos processados com misturas e com pós atomizados.

Tabela C. 3 - Estatística descritiva da microdureza da seção transversal dos revestimentos processados com misturas mecânicas e com pós atomizados

	Sample Size	Mean	Standard Deviation	SE of Mean
0%B 2C	48	304	16	2
x%B 1C	20	329	22	5
x%B 2C	41	334	26	4
2,5x%B 1C	25	416	24	5
2,5x%B 2C	33	370	13	2
5x%B 2C	36	433	37	6
AT x%B 1C	25	336	14	3
AT 2,5x%B 1C	24	359	28	6

Tabela C. 4 – Análise da variância da microdureza da seção transversal dos revestimentos processados com misturas mecânicas e com pós atomizados

	DF	Sum of Squares	Mean Square	F Value	Prob>F
Model	7	480358	68623	119	0
Error	244	140429	576		
Total	251	620787			

Null Hypothesis: The means of all levels are equal

Alternative Hypothesis: The means of one or more levels are different

At the 0.05 level, the population means are significantly different.

Tabela C. 5 – Teste de Tukey entre as microdurezas da seção transversal dos revestimentos processados com misturas mecânicas

	MeanDiff	SEM	q Value	Prob	Alpha	Sig	LCL	UCL
x%B 1C 0% B 2C	24.56	6.38	5.44	0.00377	0.05	1	5.0	44.1
x%B 2C 0% B 2C	30.07	5.10	8.34	3.68494E-7	0.05	1	14.5	45.7
x%B 2C x%B 1C	5.52	6.54	1.19	0.9904	0.05	0	-14.5	25.5
2,5x%B 1C 0% B 2C	112.03	5.92	26.78	0	0.05	1	93.9	130.1
2,5x%B 1C x%B 1C	87.47	7.20	17.19	0	0.05	1	65.5	109.5
2,5x%B 1C x%B 2C	81.95	6.09	19.04	0	0.05	1	63.3	100.6
2,5x%B 2C 0% B 2C	65.47	5.42	17.07	0	0.05	1	48.9	82.1
2,5x%B 2C x%B 1C	40.91	6.80	8.51	2.025E-7	0.05	1	20.1	61.7
2,5x%B 2C x%B 2C	35.39	5.61	8.92	5.78612E-8	0.05	1	18.2	52.5
2,5x%B 2C 2,5x%B 1C	-46.56	6.36	10.35	1.55408E-8	0.05	1	-66.0	-27.1
5x% B 2C 0% B 2C	128.21	5.29	34.28	2.99678E-7	0.05	1	112.0	144.4
5x% B 2C x%B 1C	103.65	6.69	21.91	0	0.05	1	83.2	124.1
5x% B 2C x%B 2C	98.13	5.48	25.33	0	0.05	1	81.4	114.9
5x% B 2C 2,5x%B 1C	16.18	6.25	3.66	0.16439	0.05	0	-2.9	35.3
5x% B 2C 2,5x%B 2C	62.74	5.78	15.35	0	0.05	1	45.1	80.4

Sig equals 1 indicates that the means difference is significant at the 0.05 level.

Sig equals 0 indicates that the means difference is not significant at the 0.05 level.

Tabela C. 6 – Teste de Tukey comparando as microdurezas da seção transversal dos revestimentos processados com misturas mecânicas e com pós atomizados

	MeanDiff	SEM	q Value	Prob	Alpha	Sig	LCL	UCL
AT x%B 1C 0% B 2C	31.23	5.92	7.46	7.9726E-6	0.05	1	13.1	49.3
AT x%B 1C x%B 1C	6.67	7.20	1.31	0.98322	0.05	0	-15.3	28.7
AT x%B 1C x%B 2C	1.15	6.09	0.27	1	0.05	0	-17.5	19.8
AT x%B 1C 2,5x%B 1C	-80.80	6.79	16.84	0	0.05	1	-101.5	-60.1
AT x%B 1C 2,5x%B 2C	-34.24	6.36	7.61	4.77837E-6	0.05	1	-53.7	-14.8
AT x%B 1C 5x% B 2C	-96.98	6.25	21.96	0	0.05	1	-116.1	-77.9
AT 2,5x%B 1C 0% B 2C	54.96	6.00	12.96	6.32934E-9	0.05	1	36.6	73.3
AT 2,5x%B 1C x%B 1C	30.40	7.26	5.92	0.00102	0.05	1	8.2	52.6
AT 2,5x%B 1C x%B 2C	24.88	6.17	5.71	0.00184	0.05	1	6.0	43.7
AT 2,5x%B 1C 2,5x%B 1C	-57.07	6.86	11.77	1.0296E-8	0.05	1	-78.0	-36.1
AT 2,5x%B 1C 2,5x%B 2C	-10.51	6.44	2.31	0.73007	0.05	0	-30.2	9.2
AT 2,5x%B 1C 5x% B 2C	-73.25	6.32	16.39	0	0.05	1	-92.6	-53.9
AT 2,5x%B 1C AT x%B 1C	23.73	6.86	4.90	0.01446	0.05	1	2.8	44.7

Sig equals 1 indicates that the means difference is significant at the 0.05 level.

Sig equals 0 indicates that the means difference is not significant at the 0.05 level.

## 9.4. APÊNDICE D – CORPOS DE PROVA SUBMETIDOS AO ENSAIO DE CAVITAÇÃO ACELERADA

Este apêndice mostra o aspecto dos corpos de prova submetidos ao ensaio de cavitação acelerada pelo método indireto, segundo a norma ASTM G 32, após diferentes intervalos de cavitação.

A quantidade de corpos de provas ensaiados em função do teor de boro e as figuras correspondentes à cada revestimento se encontram na Tabela D.1.

Tabela D. 1 – Quantidade de corpos de prova submetidos à cavitação em função do teor de boro e identificação das figuras correspondentes a cada revestimento

Revestimento	Nº de corpos de prova	Figuras
<b>0%B</b>	2	D.1
<b>x%B</b>	4	D.2 e D.3
<b>2,5x%B</b>	2	D.4 e D.5
<b>5x%B</b>	2	D.6
<b>AT x%B</b>	3	D.7 e D.8
<b>AT 2,5x%B</b>	3	D.9

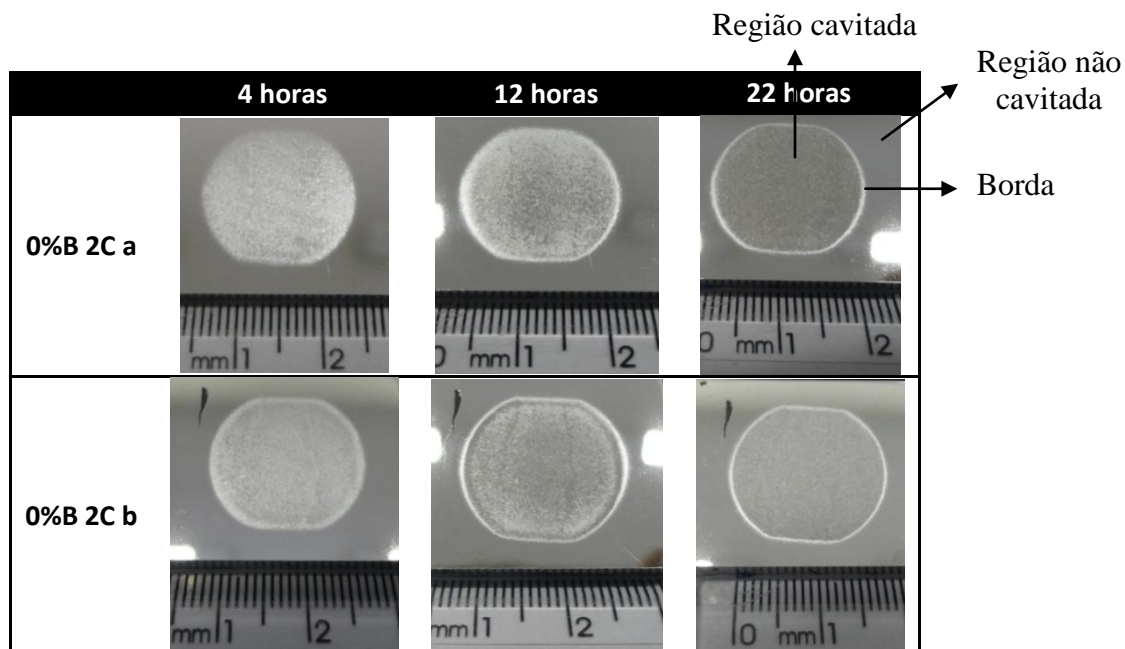


Figura D. 1 - Aspecto dos corpos de prova do revestimento com 0%B duas camadas

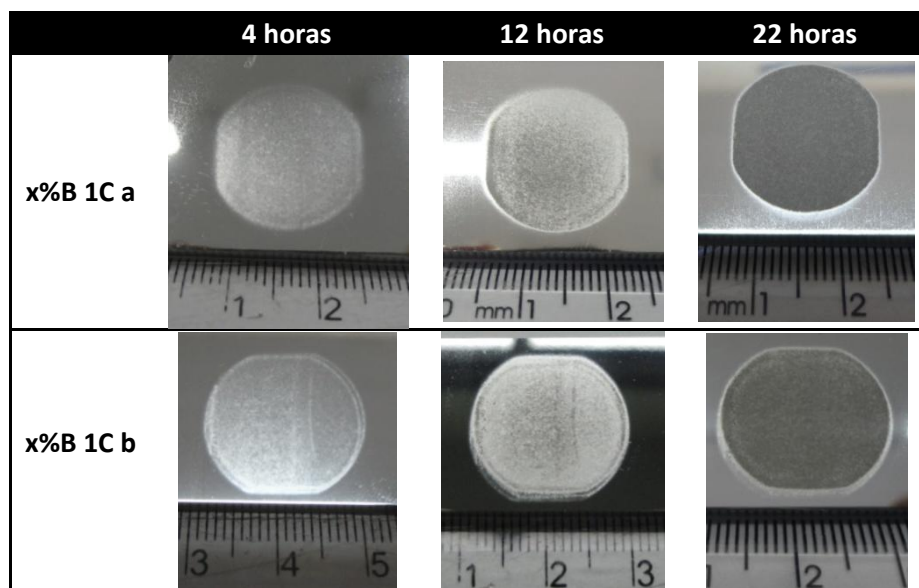


Figura D. 2 - Aspecto dos corpos de prova do revestimento com x%B uma camada

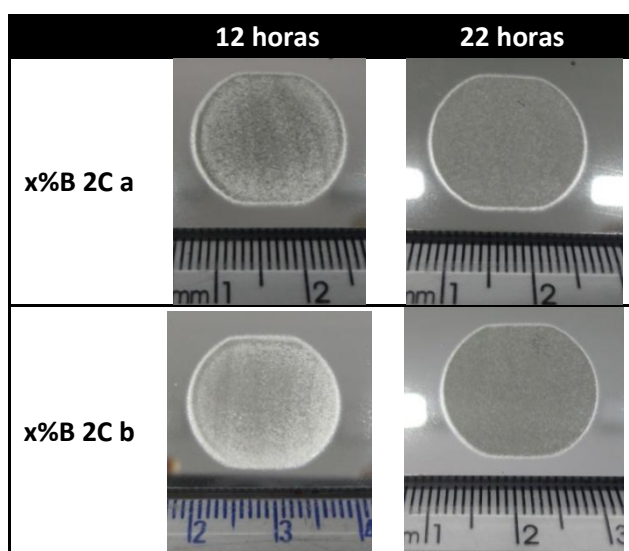


Figura D. 3 - Aspecto dos corpos de prova do revestimento com x%B duas camadas

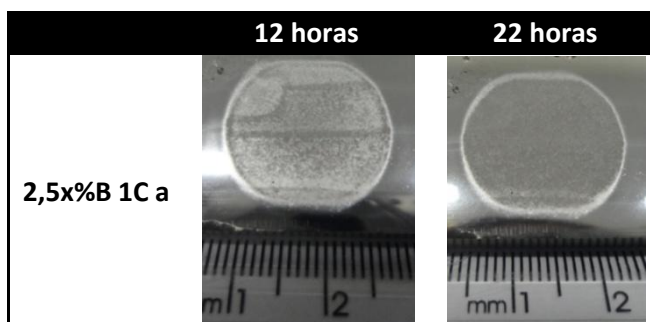


Figura D. 4 - Aspecto dos corpos de prova do revestimento com 2,5x%B uma camada

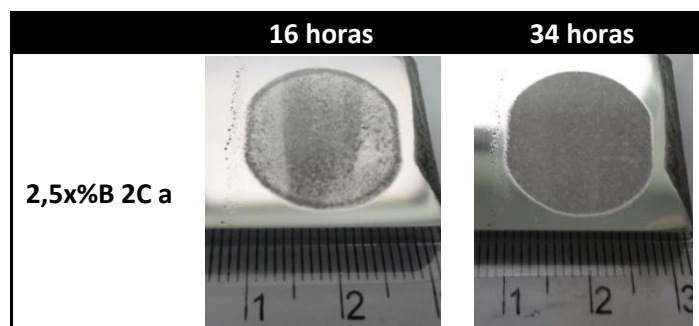


Figura D. 5 - Aspecto dos corpos de prova do revestimento com 2,5x%B duas camadas (testado até 34 h de cavitação acelerada)

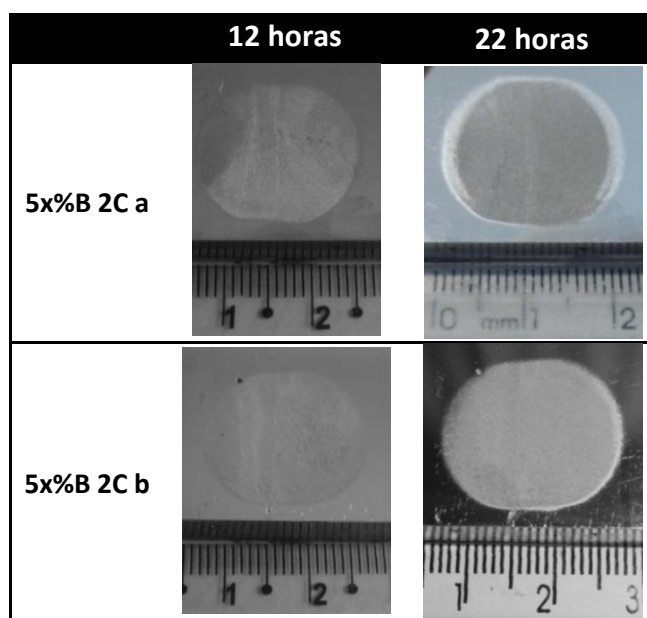


Figura D. 6 - Aspecto dos corpos de prova do revestimento com 5x%B duas camadas

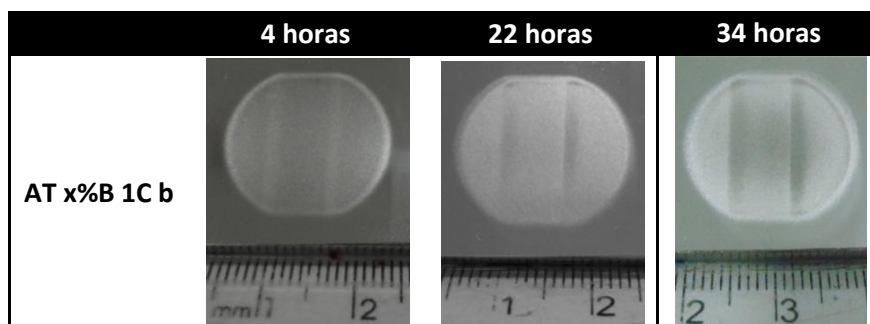


Figura D. 7 - Aspecto do corpo de prova do revestimento com x%B uma camada, processado com pó atomizado



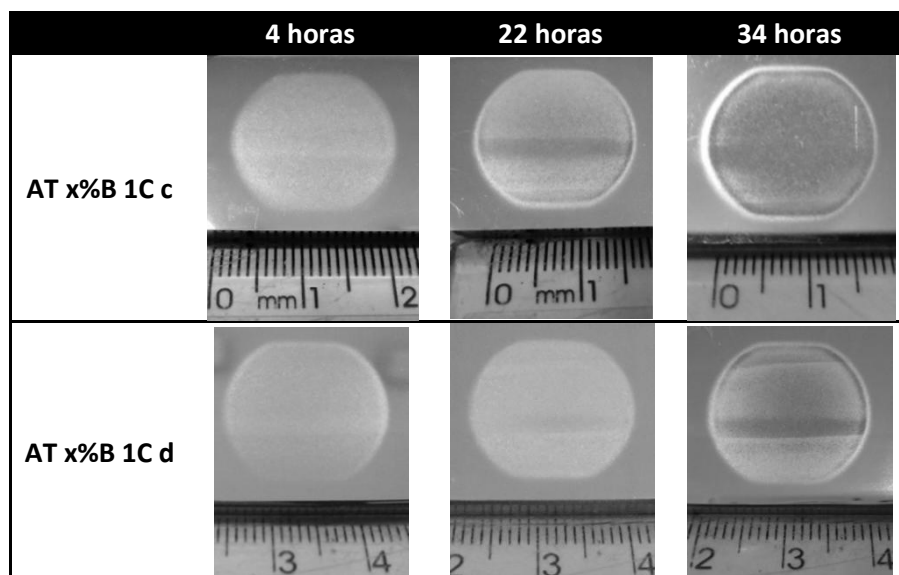


Figura D. 8 - Aspecto do corpo de prova do revestimento com x%B uma camada, processado com pó atomizado

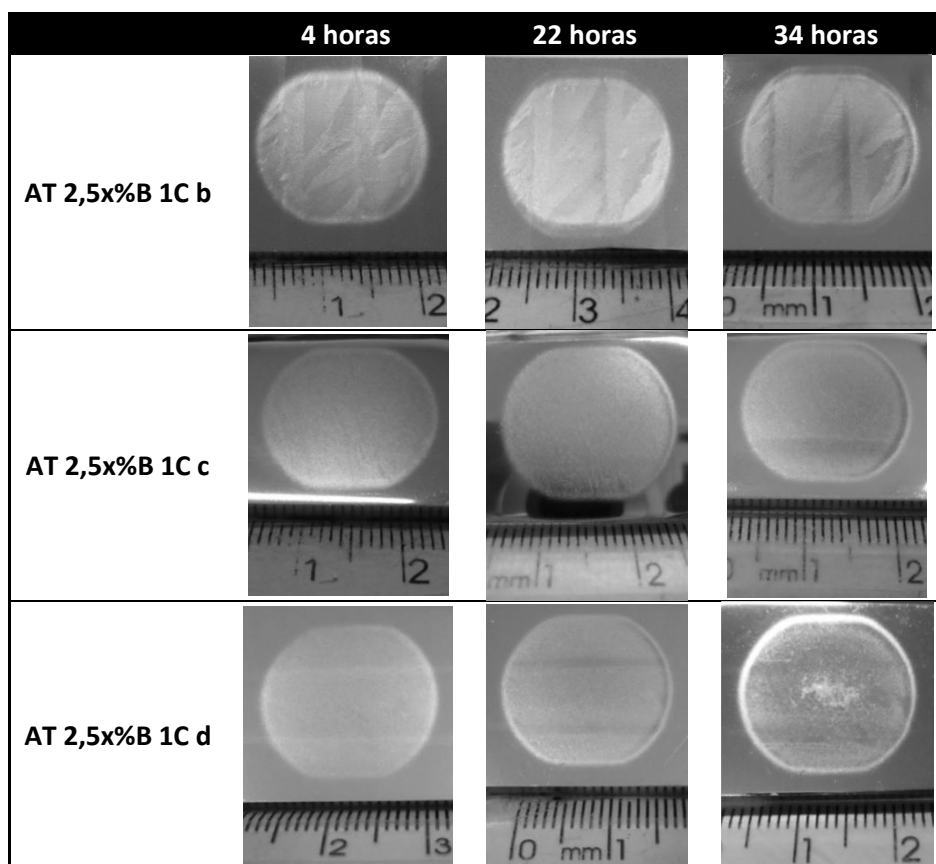


Figura D. 9 - Aspecto do corpo de prova do revestimento com 2,5x%B uma camada, processado com pó atomizado



## 9.5. APÊNDICE E – ENCRUAMENTO NA SUPERFÍCIE

Este apêndice mostra a microestrutura da superfície dos revestimentos revelada sob ataque com o reagente Marble. Alguns revestimentos apresentam linhas de deslizamento típicas de materiais encruados.

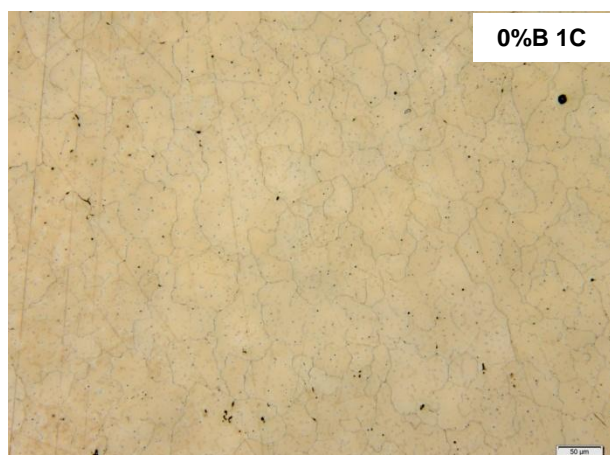


Figura E. 1 – Microestrutura na superfície do revestimento processado com mistura mecânica com 0% B duas camadas, sem evidências de encruamento (reagente marble)



Figura E. 2 – Microestrutura na superfície do revestimento processado com mistura mecânica com x% B duas camadas, sem evidências de encruamento (reagente marble)



Figura E. 3 – Microestrutura na superfície do revestimento processado com mistura mecânica com x%B duas camadas, sem evidência de encruamento (reagente marble)

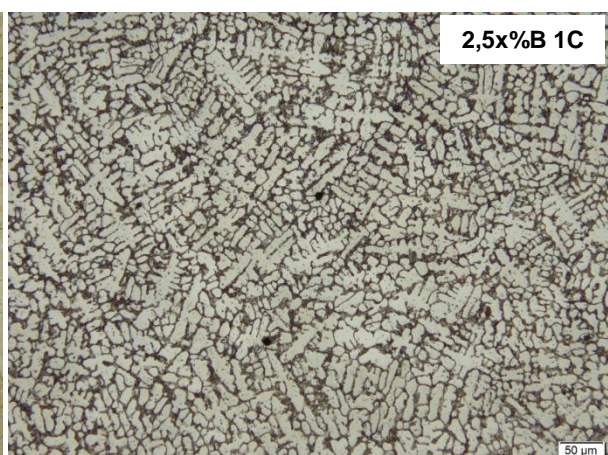


Figura E. 4 – Microestrutura na superfície do revestimento processado com mistura mecânica com 2,5x%B uma camada, sem evidência de encruamento (reagente marble)



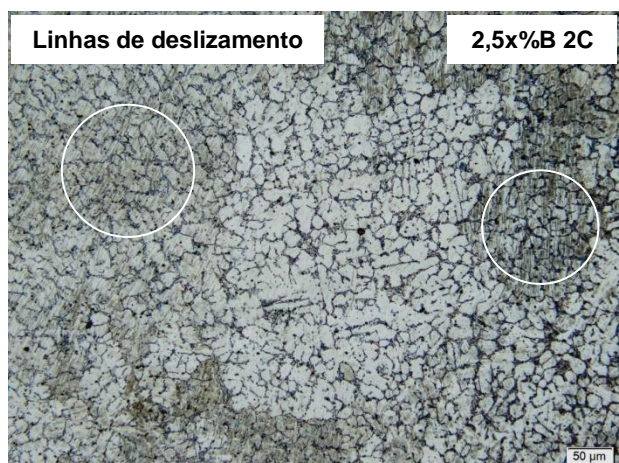


Figura E. 5 – Microestrutura na superfície do revestimento processado com mistura mecânica com 2,5x%B duas camadas, com linhas de deslizamento típicas de encruamento (reagente marble)



Figura E. 6 – Microestrutura na superfície do revestimento processado com mistura mecânica com 5x%B duas camadas, com linhas de deslizamento típicas de encruamento (reagente marble)



Figura E. 7 – Microestrutura na superfície do revestimento processado com pó atomizado com x% B uma camada, com linhas de deslizamento típicas de encruamento (reagente marble)

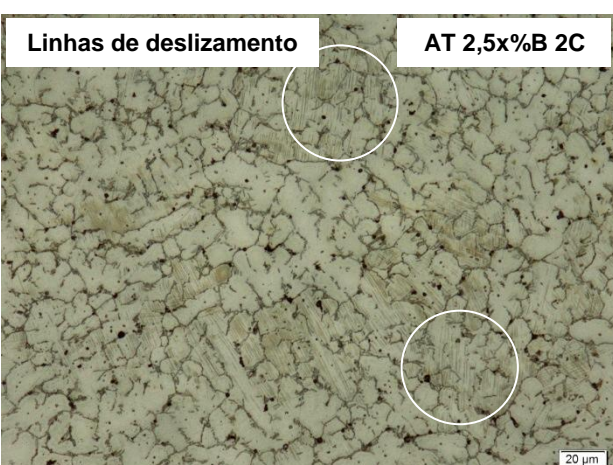


Figura E. 8 – Microestrutura na superfície do revestimento processado com pó atomizado com 2,5x% B uma camada, com linhas de deslizamento típicas de encruamento (reagente marble)

## 9.6. APÊNDICE F – ESPESSURA DE ENCRUAMENTO

Neste apêndice são apresentadas as microestruturas das seções transversais dos revestimentos reveladas com reagente Marble. Esta análise visa identificar a presença e a espessura aproximada da camada encruada dos revestimentos.

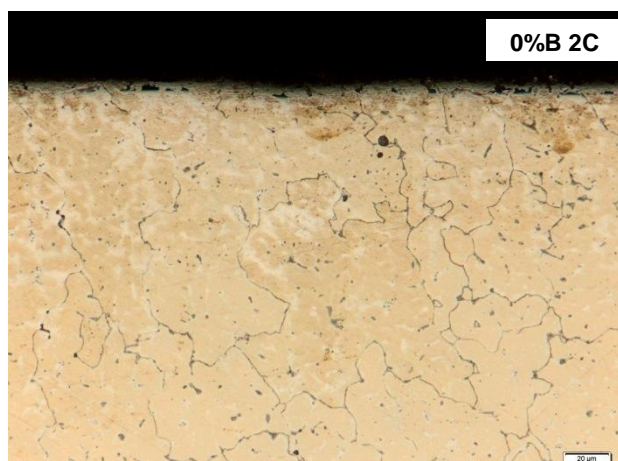


Figura F. 1 – Seção transversal do revestimento processado com mistura mecânica com 0% B duas camadas, sem encruamento (Marble)

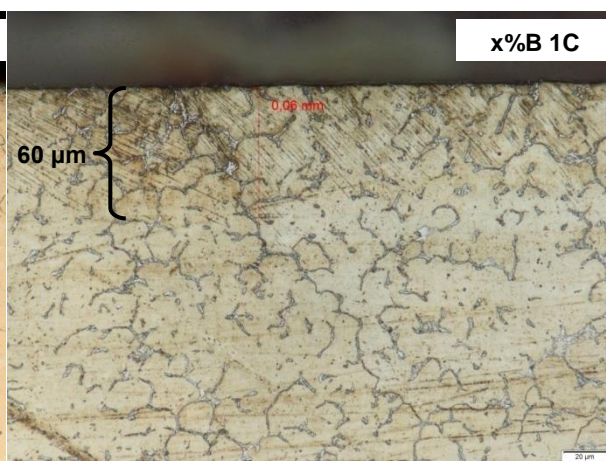


Figura F. 2 – Seção transversal do revestimento processado com mistura mecânica com x% B uma camada, com encruamento (Marble)

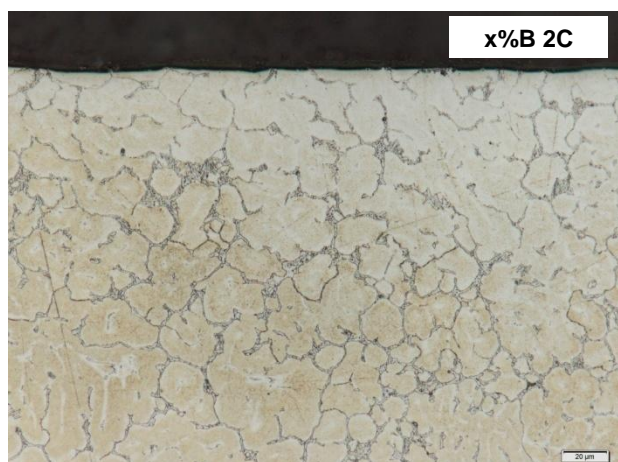


Figura F. 3 – Seção transversal do revestimento processado com mistura mecânica com x% B duas camadas, sem encruamento (Marble)

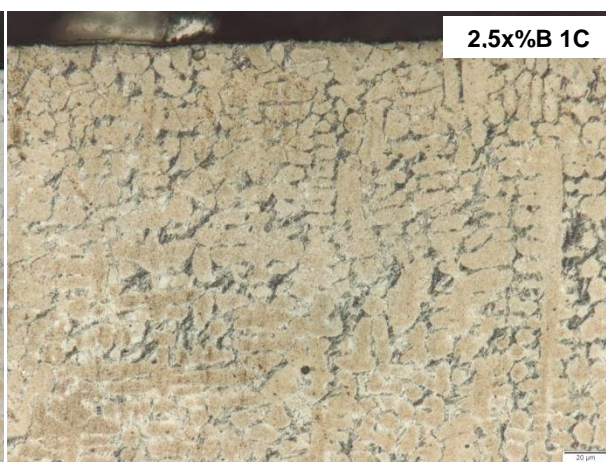


Figura F. 4 – Seção transversal do revestimento processado com mistura mecânica com 2,5x% B uma camada, sem encruamento (Marble)



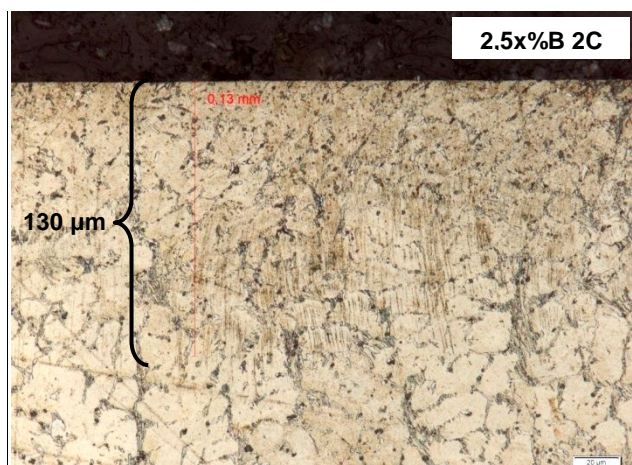


Figura F. 5 – Seção transversal do revestimento processado com mistura mecânica com 2,5x% B duas camadas, com encruamento (Marble)

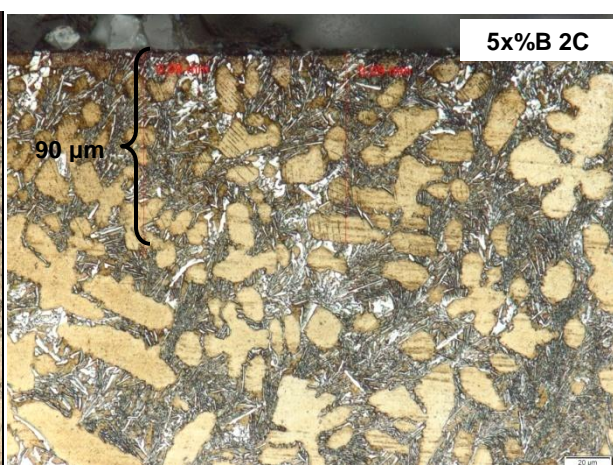


Figura F. 6 – Seção transversal do revestimento processado com mistura mecânica com 5x% B duas camadas, com encruamento (Marble)

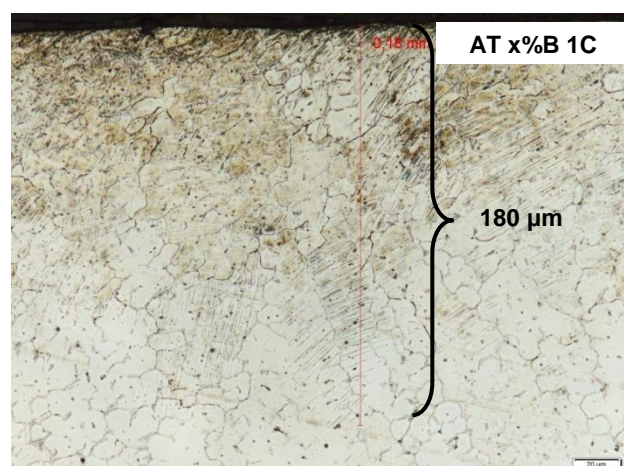


Figura F. 7 – Seção transversal do revestimento processado com pó atomizado com x% B uma camada, com encruamento (Marble)

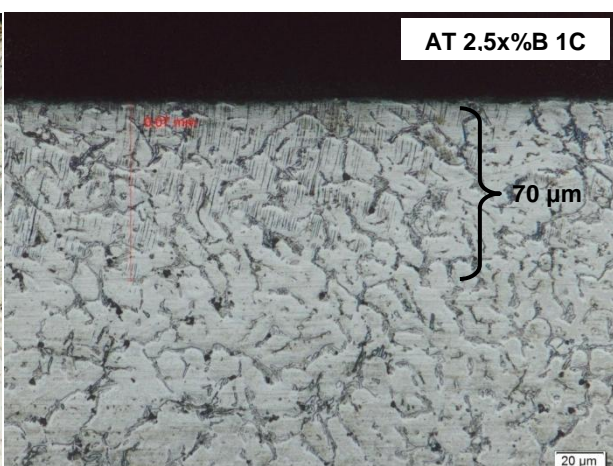


Figura F. 8 – Seção transversal do revestimento processado com pó atomizado com 2,5x% B uma camada, com encruamento (Marble)